UNESP
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

EST. DO COMP. EM FADIGA DO AÇO ABNT 4340 REV. COM CARBETO DE TUNGSTÊNIO PELO SIST. HVOF/HP

Guaratinguetá
1998

cm 1 2 3 4 5 6 7 unesp 11 12 13 14 15 16 17 18

1110000358

"Estudo do Comportamento em Fadiga do Aço ABNT 4340 Revestido com Carbeto de Tungstênio pelo Sistema HVOF/HP"

RENATO CHAVES SOUZA

87

UNESP UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
Campus de Guaratinguetá

"ESTUDO DO COMPORTAMENTO EM FADIGA DO AÇO ABNT 4340 REVESTIDO COM CARBETO DE TUNGSTÊNIO PELO SISTEMA HVOF/HP"

RENATO CHAVES SOUZA

CARO LEITOR NÃO
RISQUE O LIVRO

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
"MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA"

ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: PROJETOS E MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

Prof. Dr.Tomaz Manabu Hashimoto
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. HERMAN JACOBUS CORNELIS VOORWALD
Orientador / Unesp-Feg

Prof. Dr. TOMAZ MANABU HASHIMOTO
Unesp-Feg

Prof. Dr. HUGO RICARDO ZSCHOMMLER SANDIM
Faenquil

358

Abril de 1998

FACULDADE DE ENGENHARIA
DE GUARATINGUETÁ
BIBLIOTECA

RENATO CHAVES SOUZA

ESTUDO DO COMPORTAMENTO EM FADIGA DO AÇO ABNT 4340 REVESTIDO COM CARBETO DE TUNGSTÊNIO PELO SISTEMA HVOF / HP.

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia da Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho", Campus de Guaratinguetá, para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica (Àrea de Concentração: Projetos e Materiais).

Orientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald

358

T 620.178.3(043)
S729e

Guaratinguetá-SP
1998

358

Souza, Renato Chaves

Estudo do comportamento em fadiga do aço ABNT 4340 revestido com carbeto de tungstênio pelo sistema HVOF/HP. Renato Chaves Souza. Guaratinguetá, 1998.

Dissertação-Mestrado-Faculdade de Engenharia-Universidade Estadual Paulista

1. Fadiga, aços, revestimentos. 2. Carbeto de tungstênio, sistema HVOF/HP.

CDU 620.178.3

DADOS CURRICULARES
RENATO CHAVES SOUZA

NASCIMENTO 27.12.1971 - SÃO LUÍS/MA
FILIAÇÃO José de Paula Souza
Ana Zélia Chaves Souza

1987/1990 Curso Técnico em Eletrônica
Centro Federal de Educação Tecnológica do MA

1991/1996 Curso de Graduação em Física Licenciatura Plena
Universidade Federal do Maranhão

A Deus, pela vida, esperança e estimulo nas horas mais dificeis.

A minha família, em especial aos meus pais e irmãos, a quem devo tudo que sou e que me mostraram os caminhos dos valores éticos, morais, cristãos e da verdade.

A Sandra, pelo carinho, compreensão, companheirismo e dedicação.

Ao Professor Herman, pela amizade.

unesp

AGRADECIMENTOS

A realização deste trabalho só foi possível graças à colaboração direta ou indireta de muitas pessoas. Agradecimentos profundos e sinceros a todas elas que, de alguma forma, contribuiram no sentido de atingir esta importante meta de minha vida, a dissertação de mestrado, e de forma particular:

ao Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald, não só pela exelente orientação científica, tecnológica, pedagógica, profissional e de vida, mas pela compreensão, carinho, amizade, otimismo, incentivo, empenho, estímulo, dedicação e confiança para que este trabalho viesse a ser realidade.

à EDE-EMBRAER/DIVISÃO DE EQUIPAMENTOS, em especial aos engenheiros Walter Luis Pigatin e Vladmir Taucci e ao técnico João Antonio Pontes Martins.

aos demais professores do Departamento de Materiais e Tecnologia-FEG/UNESP, em especial aos professores Dr. Tomaz Manabu Hashimoto e Dr. Luís Rogério Oliveira Hein.

aos funcionários e técnicos do Departamento de Materiais e Tecnologia-FEG/UNESP, em especial aos técnicos Humberto Lopes Rodrigues, Célio José de Souza e Wilson Roberto Monteiro e a secretária Maria Aparecida Alkmin.

aos técnicos da Oficina Mecânica da FEG/UNESP, em especial ao professor José Rubens dos Santos.

ao DEMAR/FAENQUIL, em especial ao Prof. Dr. Durval Rodrigues Junior, ao Prof. Carlos Antonio Reis Pereira Baptista e ao técnico Francisco de Paiva Reis.

a todos os colegas da FEG/UNESP, em especial ao companheiro de jornada e luta Patrício Moreira de Araújo Filho.

à Pastoral Universitária, em especial a Equipe de Articulação do Estado de São Paulo pela calorosa acolhida.

à república catapulta, em especial a senhora Alzira pelos cuidados maternais.

à CAPES/PICDT, através do Projeto Prata da Casa, da Universidade Federal do Maranhão, pela concessão da bolsa de mestrado.

"Não se deixe que em você o medo da dor se torne mais forte que o deleite da paixão."

anônimo

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....13

LISTA DE TABELAS.....18

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS.....20

1 INTRODUÇÃO.....22

1.1 Considerações Gerais.....22

1.2 Considerações sobre o Trabalho.....28

1.3 Considerações sobre as Propriedades dos Materiais Aeronáuticos.....32

1.4 Considerações sobre Materiais Utilizados.....36

1.5 Objetivos do Trabalho.....40

2 REVISÃO DA LITERATURA.....41

2.1 O Trem de Pouso.....41

2.2 Fadiga dos Materiais.....46

2.2.1 Conceitos de fadiga.....46

2.2.2 Ciclos de tensões.....48

2.2.3 O mecanismo de falha por fadiga.....52

2.2.4 Curva σ x N.....57

2.3 Corrosão.....59

2.3.1 Conceitos de corrosão.....59

2.3.2 Tipos de corrosão.....61

2.3.3 Prevenção contra a corrosão em geral.....63

2.4 Desgaste de Materiais.....65

2.4.1 Conceitos de desgaste.....66

2.4.2 Parâmetros que influênciam o desgaste.....67

2.4.3 Tipos de desgaste.....68

2.5 O Sistema HVOF de alta pressão da Hobart/TAFA.....72

2.5.1 A qualidade do revestimento.....72

2.5.2 Segurança e economia da operação.....74

2.5.3 A pistola do sistema HVOF/HP.....75

3 MATERIAL E MÉTODO.....78

3.1 Material.....78

3.2 Método.....86

3.2.1 Ensaios mecânicos básicos.....86

3.2.2 Ensaios de corrosão e resistência à abrasão.....86

3.2.3 Ensaios de fadiga.....87

3.2.4 Análise de falhas e metalografia.....92

4 RESULTADO.....93

4.1 Ensaios Mecânicos Básicos.....93

4.2 Ensaios de Fadiga.....94

4.3 Ensaios de Corrosão e Resistência à Abrasão.....108

4.4 Análise de Falhas e Metalografia.....113

5 DISCUSSÃO.....127

5.1 Ensaios de Fadiga.....127

5.2 Ensaios de Resistência à Abrasão.....131

5.3 Análise de Falhas e Metalografia.....132

5.4 Ensaios de Corrosão.....134

6 CONCLUSÃO.....135

6.1 Conclusões sobre o trabalho.....135

6.2 Sugestões para Trabalhos Futuros.....137

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....138

ANEXOS.....145

Anexo A - Calibração da máquina de fadiga por flexão rotativa.....145

Anexo B - Comparações de vários HVOF e plasma spray.....146

Anexo C - Parâmetros do pó TAFA 1341P (fino).....147

RESUMO.....150

ABSTRACT.....152

cm 1 2 3 4 5 6 7 unesp 11 12 13 14 15 16 17 18

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1.a - Utilização de materiais estruturais em um avião.[4] 37

Figura 1.1.b - Distribuição em peso nas partes da estrutura.[4] 38

Figura 1.1.c - Forma de produtos.[4] 38

Figura 2.1 - Tendências da massa do trem de pouso.[8] 44

Figura 2.2 - Esquema de vida em fadiga.[11] 46

Figura 2.3 - Solicitações cíclicas de tensões que podem gerar fadiga.[10,12] 49

Figura 2.4 - Mecanismo de formação de extrusões e intrusões.[11,12] 53

Figura 2.5 - Microdeformação levando à formação da trinca por fadiga.[11,12,17] 54

Figura 2.6 - Estágios I - II :esquema da propagação da trinca.[11,14,17] 55

Figura 2.7 - Modelo de formação das estrias de fadiga.[11,12] 56

Figura 2.8 - Forma típica de curva σ x N.[14] 58

Figura 2.9 - A pistola do sistema JP-5000 HVOF/HP.[41] 76

Figura 2.10 – Ditribuição do pó no canhão da pistola.[41] 77

Figura 3.1 - Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração 79

Figura 3.2 - Dimensões do corpo de prova para ensaio de impacto.....79

Figura 3.3 - Dimensões do corpo de prova para ensaio de fadiga por flexão rotativa.....80

Figura 3.4 - Dimensões do corpo de prova para ensaio de fadiga por tração-tração.....80

Figura 3.5 - Representação esquemática dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento.....82

Figura 3.6 - Fotografia mostrando o corpo de prova para o ensaio de corrosão.....84

Figura 3.7 - Fotografia mostrando o corpo de prova para o ensaio de resistência à abrasão.....84

Figura 3.8 - Fotografia mostrando a máquina de ensaios de fadiga por flexão rotativa.....88

Figura 3.9 - Forma de carregamento do corpo de prova de fadiga por flexão rotativa.....89

Figura 3.10 - Fotografia mostrando a unidade servo-hidráulica da série MTS.....91

Figura 4.1 - Curva σ x N do material base em flexão rotativa.....103

Figura 4.2 - Curva σ x N do carbeto de tungstênio com jateamento em flexão rotativa.....103

Figura 4.3 - Curva σ x N do carbeto de tungstênio sem jateamento em flexão rotativa.....104

Figura 4.4 - Curva σ x N do cromo duro em flexão rotativa.....104

Figura 4.5 - Curvas σ x N de todas as condições comparadas em flexão rotativa.....105

Figura 4.21 - Fractografia do corpo de prova de cromo duro nº 02.....117

Figura 4.22 - Fractografia do corpo de prova de cromo duro nº 01.....117

Figura 4.23 - Micrografia 200X do cdp de carbeto com jateamento nº 13 em tração-tração sem ataque.....118

Figura 4.24 - Micrografia 200X do cdp de carbeto sem jateamento nº 04 em flexão rotativa sem ataque.....118

Figura 4.25 - Micrografia 100X do cdp de cromo duro nº 01 em flexão rotativa sem ataque.....119

Figura 4.26 - Microestrutura 200X do cdp de carbeto com jateamento nº 13 em tração-tração com ataque nital 3%.....119

Figura 4.27 - Microestrutura 200X do cdp de carbeto sem jateamento nº 04 em flexão rotativa com ataque nital 3%.....120

Figura 4.28 - Microestrutura 100X do cdp de cromo duro nº 01 em flexão rotativa com ataque nital 3%.....120

Figura 4.29 - Curva do perfil de microdureza com 300g de carga do cdp de carbeto sem jateamento nº 04 em flexão rotativa.....124

Figura 4.30 - Curva do perfil de microdureza com 300g de carga do cdp de carbeto sem jateamento nº 01 em tração-tração.....124

Figura 4.31 - Curva do perfil de microdureza com 300g de carga do cdp de carbeto com jateamento nº 13 em tração-tração.....125

Figura 4.32 – Curva do perfil de microdureza com 100g de carga do cdp de carbeto com jateamento nº 20 em flexão rotativa.....125

Figura 4.33 - Curva do perfil de microdureza com 300g de carga do cdp de cromo duro nº 01 em flexão-rotativa.....126

Figura 4.34 – Curva do perfil de microdureza com 300g de carga do cdp de cromo duro nº 05 em tração-tração.....126

LISTA DE TABELAS

Tabela 1.1 - Critérios para seleção de materiais.[4] 35

Tabela 2.1 - Desenvolvimentos significativos do trem de pouso.[8] 42

Tabela 2.2 - Diferentes ciclos de tensão de fadiga.[11] 50

Tabela 3.1 - Composição química do aço ABNT 4340 78

Tabela 4.1 - Valores obtidos nos ensaios de fadiga por flexão rotativa para o material base 95

Tabela 4.2 - Valores obtidos nos ensaios de fadiga por flexão rotativa para o material base com revestimento de carbeto de tungstênio com jateamento 96

Tabela 4.3 - Valores obtidos nos ensaios de fadiga por flexão rotativa para o material base com revestimento de carbeto de tungstênio sem jateamento 97

Tabela 4.4 - Valores obtidos nos ensaios de fadiga por flexão rotativa para o material base com eletrodeposição de cromo duro 98

Tabela 4.5 - Valores obtidos nos ensaios de fadiga por tração-tração para o material base 99

Tabela 4.6 - Valores obtidos nos ensaios de fadiga por tração-tração para o material base com revestimento de carbeto de tungstênio com jateamento 100

cm 1 2 3 4 5 6 7 unesp 11 12 13 14 15 16 17 18

Tabela 4.7 - Valores obtidos nos ensaios de fadiga por tração-tração para o material base com revestimento de carbeto de tungstênio sem jateamento.....101

Tabela 4.8 - Valores obtidos nos ensaios de fadiga por tração-tração para o material base com eletrodeposição de cromo duro.....102

Tabela 4.9 - Valores obtidos nos ensaios de resistência à abrasão para o material base com revestimento de carbeto de tungstênio.....110

Tabela 4.10 - Valores obtidos nos ensaios de resistência à abrasão para o material base com eletrodeposição de cromo duro.....111

Tabela 4.11 - Perfil de microdureza com 300g de carga Cdp de carbeto sem jateamento nº 04 em flexão rotativa.....121

Tabela 4.12 - Perfil de microdureza com 300g de carga do cdp de carbeto sem jateamento nº 01 em tração-tração.....121

Tabela 4.13 - Perfil de microdureza com 300g de carga do cdp de carbeto com jateamento nº 13 em tração-tração.....122

Tabela 4.14- Perfil de microdureza com 100g de carga do cdp de carbeto com jateamento nº 20 em flexão rotativa.....122

Tabela 4.15 - Perfil de microdureza com 300g de carga do cdp de cromo duro nº 01 em flexão-rotativa.....123

Tabela 4.16 - Perfil de microdureza com 300g de carga do cdp de cromo duro nº 05 em tração-tração.....123

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

a. C. = antes de Cristo

Mach 2 = duas vezes a velocidade do som

ASTM = American Society for Testing and Materials

σ = tensão

N = número de ciclos

σ_e = limite de escoamento

K_{ISCC} = fator intensidade de tensão de corrosão sob tensão

da/dN = taxa de propagação da trinca por fadiga

K_{IC} = tenacidade à fratura em deformação plana

ABNT = Associação Brasileira de Normas Técnicas

HVOF/HP = High Velocity Oxigen Fuel/Horse Power

μm/h = micrometro por hora

H = hidrogênio atômico

H_2 = gás hidrogênio

ASME = American Society for Mechanical Engineer

OECD = Organization for Economic Cooperation and Development

EDE-EMBRAER = Empresa Brasileira de Aeronáutica - Divisão de Equipamentos

FEG/UNESP = Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá/Universidade Estadual Paulista

CNC = Comando Numérico de Controle

HR = Dureza Rockwell

HV = Dureza Vickers

cm 1 2 3 4 5 6 7 unesp 11 12 13 14 15 16 17 18

1 INTRODUÇÃO

1.1 Considerações Gerais

"Ninguém poderá jamais dizer quando o homem começou a sonhar com as estrelas. Talvez quando feriu suas mãos e seus pés sobre o primeiro Olimpo do mundo, rosnando furioso contra as intocáveis hordas que acendiam fogos de bivaque no céu. Quiçá ao arremessar contra a lua a primeira flecha e aquela flecha, no mágico mundo dos mongóis, nunca mais voltou sobre a Terra.

Depois o sono talvez mostrou-lhe o caminho. O homem subiu para falar com os deuses, convidou-os entre os mortais, pediu que lhe contassem o que havia lá em cima. Alguém, na América pré-colombiana sentiu que uma escada comum não era suficiente, nem mesmo em sonho, e construiu uma escada de fogo. A chama tende para o céu porque pertence ao céu, onde ardem as estrelas. Realmente, uma curiosa intuição".[1]

Através dos anos, pássaros, insetos e morcegos demonstraram o vôo na natureza. Idéias de vôo pelo homem por ele mesmo podem ser traçadas através da história, uma das primeiras ilustrações do vôo pelo homem foi na Babilônia antiga datando 3500 anos a.C. Nesta é figurado o Rei Etna voando para o céu na costa de uma águia. Lendas sobre reis sendo transportados para o céu por vários meios alados são numerosas.

cm 1 2 3 4 5 6 7 unesp 11 12 13 14 15 16 17 18

Historiadores chamam-nos também para o clássico mito de Icarus e Daedalus originado por volta do ano 1500 a.C. Foi Icarus quem voou tão perto do sol que suas asas cimentadas com cera de penas de pássaro derreteram e ele caiu para sua morte.

A ficção científica como nós vemos, não é uma invenção literária moderna, visto que a imaginação especulativa e a curiosidade científica sempre estiveram associadas fielmente.

Além de ficções Johann Kepler, France Godwin, Cyrano de Bergerac e Jonh Wilrins também elaboraram pensamentos sérios sobre vôos, por volta do século XVI e XVII. E a idéia de uma nave mais leve que o ar foi proposta por Francesco Lana Tarzi em 1670, que deu origem aos balões. Mas só em 1766, Henry Canenbish descobriu que "gases inflamáveis" ou hidrogênio eram mais leves que o ar, com isso o primeiro vôo do balão com sucesso foi uma demonstração pública em 05 de junho de 1783, por Joseph Etienne Montgolfier em Annonay, France.

Foi o jovem historiador da corte do Rei Louis, Pilatre De Rozier, quem fez o primeiro homem voar. Em 15 de outubro de 1783, De Rozier fez um balão cativo subir a altitude de 85 pés em um balão tipo - Montgolfier a ar quente. Em 21 de novembro de 1783, De Rosier e o Marquês D'Arlados fizeram o primeiro vôo livre.

A balonagem foi um grande achado em vista do antigo sonho do homem de voar. Logo o balão teve várias aplicações, até militares. E no final do século XIX, os balões foram reforçados com motor de combustão interna e com hélices acopladas, esses balões foram alongados como charutos para uma estabilidade lateral. O brasileiro, Santos Dumont atraiu o coração de Paris quando ele voou sua nave ao redor da Torre Eiffel em 1901. Em 1900 foram criados os grandes "Zeppelins" dirigíveis e com

unesp

cabines para passageiros, por Count Non Zeppelin da Alemanha. No século XX os balões voaram ao redor do mundo, bem como quebram vários recordes de altitude chegando a mais de 100 mil pés e foram também usados para pesquisas com satélites espaciais.

Mas o homem foi desenvolver o mais rápido e mais econômico veículo aéreo que o balão no princípio do século XX, o avião, e realizou seu antigo desejo de imitar os pássaros, com o vôo alado.

Para os Estados Unidos da América os primeiros a alcançarem uma maneira controlada de voar em um poderoso aeroplano foram os irmãos Wright de Dayton, Ohio, em 17 de dezembro de 1903, mas apenas cinco pessoas testemunharam estes vôos. Em 1906, Santos Dumont fez o primeiro vôo mais pesado que o ar na Europa, em seu Aeroplano 14-BIS o qual era parecido com uma pipa de caixa.

Quando Santos Dumont tornou-se o primeiro homem a voar no solo da Europa em seu aeroplano, o magnata da British Press, Lord Northcliffe, declarou: "*as notícias não são que o homem tinha voado mas que a Inglaterra não é mais uma ilha tão longe*". Em 1909, Louis Bleriot da França confirmou esse testemunho com seu primeiro vôo internacional, voando através do canal inglês da França até a Inglaterra. A era da aviação estava agora bem encaminhada.

Os Estados Unidos da América gastaram somente U$ 435.000 na aviação entre 1908 e 1913, menos que nações tais como Japão, China, Bulgária, Grécia e Brasil.

A aviação teve uma significante influência sobre a história da humanidade. Tornou-se o maior sistema das armas militares das nações. As duas grandes

guerras mundiais do século XX viram o rápido avanço na Aeronáutica. Na Primeira Grande Guerra em 1914, o recorde de vôo do aeroplano era de 126 milhas por hora e 20.000 pés de altitude e em 1918, quando a Guerra terminou, o avião tinha alcançado 171 milhas por hora e mais de 30.000 pés de altitude. Depois, cada país criou sua força aérea, investiu e reforçou suas capacidades.

Em 1930, o pioneiro túnel de vento da NACA desenvolveu o critério do projeto da aerodinâmica para aviões multimotores construídos de alumínio no lugar de madeiras e lonas. Cabines fechadas, eficiente localização do motor na asa, melhoria de instrumentos e propulsores, e motores mais potentes, levou ao nascimento das eficientes e seguras linhas aéreas comerciais para transporte de passageiros e correios. O Boeing 247 e o Douglas DC-3 tornaram-se o primeiro transporte aéreo moderno do mundo. Isto levou ao posterior desenvolvimento dos bombardeiros multimotores, o B-17, o B-24 e o B-29 da Segunda Guerra Mundial. Em 1938 a Pan América iniciou vôos transoceânicos para a Europa e rotas de observação no Extremo Oriente. O mundo estava começando a tornar-se um pequeno planeta.

A Segunda Guerra Mundial empurrou a tecnologia do vôo entre 1939 e 1945 em outro avanço geométrico. A Alemanha nazista conseguiu fazer a maior força aérea do mundo com enormes projetos e pesquisas laboratoriais. Aeroplano de propulsão a jato e foguetes impulsores foram desenvolvidos pela Alemanha, bem como foi o espetacular foguete balístico V-2 de combustível líquido.

Em 06 de agosto de 1945, um único B-29 americano deixou cair uma única bomba na cidade japonesa de Hiroshima, três dias depois, outra bomba atômica foi deixada em Nagazaki. O Japão rendeu-se sem ser invadido. O combate foi revolucionado

pelo aeroplano. A energia atômica foi também estimuladora da ciência em geral, e deve ser considerada como a maior conseqüência da II Guerra Mundial.

Em 1946, velocidades de 600 milhas por hora foram alcançadas, também chegando à velocidade do som. Altitudes de mais de 50.000 pés foram alcançadas. Uma nova era no vôo estava em vias de formação. Em 1948, os bombardeiros a jato B-47 e B-52 foram desenvolvidos pela U. S. Air Force, para substituir o B-50 e B-36. Em 1949, a Rússia explodiu sua primeira bomba atômica. Em 1950 uma guerra iniciada pelos comunistas na Coréia, os aviões americanos (F-86) e Soviéticos (MIG-15) de caça a jato confrontaram-se sobre a Ásia. Em 1954, a bomba termonuclear ou bomba H, uma bomba mil vezes mais potente do que a bomba atômica foi acrescentada ao arsenal da U. S. Air Force (Força Aérea dos Estados Unidos da América do Norte).

O vôo próximo da velocidade do som foi uma barreira para o progresso da aviação. Propulsionado por um motor foguete, o aeroplano AAF-NACAX-1 fez o primeiro vôo supersônico na história em 14 de outubro de 1947, Capt. Charles E. Yeager, USAF, servindo como piloto. Em novembro de 1953, A. Scott Grossfield pilotou o USN-NACA Douglas D-55-II no primeiro vôo duas vezes a velocidade do som. Em 1954, Major Arthur Murray, USAF pilotou o X-1A a 90 mil pés. Ainda em 1954, a Força Aérea iniciou o programa de pesquisa do aeroplano foguete X-15. Ele foi projetado para uma velocidade de vôo seis vezes a velocidade do som e altitudes maiores que 400.000 pés.

Como meio de transporte, a aviação estava a encolher o mundo para estadistas, turistas, comerciantes e artistas pela velocidade e direção retilínea do vôo aéreo. A aviação foi um dos primeiros importantes desenvolvimentos científicos e tecnológicos para o nascimento da era espacial.[2]



Associado com a busca do melhor desempenho nos anos 60 estava a campanha para o vôo mais rápido e os dois maiores programas (Soviético e Inglês-Francês) foram iniciados em 1962 para desenvolver o avião comercial supersônico projetado para voar em Mach 2+. O avião desenvolvido pelos ingleses-franceses (o Concorde) estava projetado para durar 50.000 horas de serviço das quais pelo menos 20.000 deveriam ser gastados na velocidade máxima de cruzeiro de Mach 2.

Com o crescimento da análise mecânica da fratura linear elástica nos anos 60 revelou a necessidade de melhoramentos na combinação da resistência e tenacidade à fratura de ligas de alumínio. Em 1978, certificou-se da nova necessidade do avião, demonstradas pelos fabricantes, que trincas de fadiga deveriam ser detectadas anterior a sua extensão do comprimento crítico associada com a falha catastrófica.

Nos anos 80 os custos dos combustíveis, o valor de mercado associado com o alcance aumentado e taxas do peso do pouso resultaram em um enfoque técnico na redução do peso. Estudos foram feitos para determinar quais melhoramentos de propriedades tiveram o maior impacto na economia do peso. Estes estudos mostraram que redução no peso específico foi a mais vantajosa.

Nos anos 90 a realidade associada com uma frota de aviões envelhecendo resultou em um enfoque técnico de melhorar a tolerância ao dano e melhorar a resistência à corrosão. Durante os anos 80 e 90 havia tido também um enfoque maior no custo comercial de fazer, por exemplo, custo de aquisição, que inclui o custo de fabricação e tendo processo ambientalmente complacente, e custo de manutenção, que é marcado pelas variações de material, defeitos, etc. Além de ter alta resistência específica, tolerância ao dano e resistência a corrosão, novos materiais devem ser receptivos a novos métodos de

fabricação e serem eficazes no custo. Consequentemente, o desafio atual é desenvolver materiais com melhoramentos. Em ambos, desempenhos estruturais e custo do ciclo de vida. Isto requer cooperação fechada entre produtores de materiais e os projetos dos estruturadores de aviões, análises, fabricação e especialistas em custos a fim de que as propriedades dos materiais possam ser adequadas para aplicação pretendida.[3]

1.2 Considerações sobre o Trabalho

A indústria aeroespacial tem como objetivo promover meios de transporte de passageiros e/ou de carga, de tal maneira a se ter uma relação elevada entre o carregamento e o custo. Este objetivo é o mesmo para qualquer outro meio de transporte, mas no caso específico de aviões os problemas, relacionados com a seleção de materiais, são enormemente intensificados. Levantar um carregamento contra a gravidade e transportá-lo pelo ar consiste num processo bastante complexo e também de custo elevado, de tal forma que os projetos devem ser eficientes e conduzir a uma estrutura leve. Além disso, qualquer falha no ar muito provavelmente envolverá perdas catastróficas, incluindo naturalmente vidas humanas. Desta forma, a indústria aeroespacial exige um controle muito rigoroso na seleção de materiais que serão utilizados na fabricação dos aviões.

Para o projeto de um avião, deve-se fazer inicialmente uma distinção conforme a natureza do serviço programado, isto é se o avião se destina a transporte civil ou militar. Levando-se em conta esta distinção, deve-se considerar para o cálculo da vida do avião uma seqüência repetida de operações, que consistem basicamente em quatro fases: taxiamento no aeroporto, decolagem, vôo de cruzeiro (linhas civis) ou vôo operacional (militar) e aterrissagem.



Uma vez conhecidos os serviços e as fases presentes no vôo, o projeto deve levar em consideração partes distintas do avião. Esta distinção se faz necessária, uma vez que diferentes critérios para seleção de materiais serão empregados em diferentes partes do avião. Desta forma, melhoramentos em algumas propriedades particulares podem ser efetivos somente em parte da estrutura. Uma elevação da resistência estática é útil somente em regiões de elevada intensidade de carregamento, como seções das asas, enquanto que em regiões de moderado carregamento a rigidez é o principal critério de projeto. Em regiões levemente carregadas uma consideração importante é a perda de espessura por corrosão superficial. Já o peso específico do material será importante em qualquer parte do avião.

As partes mais significativas da estrutura de um avião que devem ser consideradas são as asas, a fuselagem, o trem de pouso e as partes de movimento, e as superfícies do controle, como o leme, profundores, "flaps" e "ailerons".

O trem de pouso é submetido a elevadas tensões de decolagem, quando o avião está totalmente carregado. Entretanto, as maiores tensões ocorrem quando o trem com o peso total do avião, toca o chão na aterrissagem. Embora a velocidade de descida, superior a 1 m/s, não seja o bastante para se considerar um carregamento de choque, as tensões são muito elevadas. Durante o vôo, o trem é mantido dentro das asas, para não prejudicar a performance aerodinâmica do avião. O trem deve então ter um tamanho pequeno, para não ocupar muito espaço dentro das asas, fato este que leva à consideração de uma condição de volume mínimo. Os componentes do trem de pouso devem ser fabricados com materiais que apresentem os mais elevados níveis de resistência estática, resistência a fadiga de baixo ciclo e tenacidade à fratura. Uma vez que componentes

críticos são geralmente forjados e tratados termicamente, existe também a necessidade de uma boa resistência à corrosão sob tensão.[4]

Logo, as partes componentes de um trem de pouso de uma aeronave tem uma vida útil estimada a partir de vários fatores, tais como: solicitação mecânica, localização estrutural (interna ou externa), desgastes, interpéries, etc. Alguns destes fatores ou seus efeitos podem ser controlados através da tecnologia de proteção superficial, na qual destacam-se os processos de cromo duro, níquel químico e mais recente o de carbeto de tungstênio, processos estes que são utilizados tanto para proteção como para recuperação de peças não conformes nas dimensões e/ou que sofreram desgastes.[5,6]

Um extenso número de pistões de trem de pouso da cauda para helicópteros, por exemplo os do NAVY H60, foi retrabalhado ou sucateado pela condição de corrosão da superfície eletrogalvanizada de cromo no pistão. O pistão do trem de pouso da cauda ainda exibiu corrosões em serviço, apesar da incorporação de muitas alterações de projeto,, por vários anos. Em 1991, a primeira análise de detalhes de falhas foi conduzida para identificar a causa da corrosão. Foi concluído que um líquido reativo, rico em ácido clorídrico tinha se formado dentro do conjunto do trem de pouso, causando corrosões, cavidades e a condição de traços na superfície do pistão eletrogalvanizado de cromo. A corrosão era preferencial às placas de cromo e tinha extensos caminhos laterais até atingir as placas inferiores de níquel. As áreas danificadas estavam localizadas internamente e não estavam em contato com as mudanças atmosféricas. A ausência de oxigênio e a presença de íons clorídrico agressivos, causaram rapidamente sérias corrosões no galvanizado de cromo. O cromo não é tipicamente atacado por solução de NaCl (água do mar) por causa da forte película passiva que é formada na superfície. A manutenção de



uma película passiva resistente à corrosão sobre a placa de cromo é solapada pela ausência de oxigênio e a corrosão, devido a presença do ácido clorídrico, é acelerada pelo aumento de acidez. O níquel tem resistência às soluções do ácido clorídrico quando comparado ao cromo e pode explicar a lixiviação seletiva do cromo na localização das corrosões.

Várias alterações de projeto, materiais e processos alternativos foram revisados para resolução potencial da condição de corrosão, assumindo que a causa de falha foi como descrito anteriormente. A substituição da galvanização de cromo por um revestimento por jato térmico foi escolhido como a alternativa mais viável para melhorar a resistência à corrosão. Uma vasta literatura foi estudada, pesquisada e analisada, por indústrias até a identificação de excelentes revestimentos por jato térmico para a aplicação nos pistões do trem de pouso da cauda do helicóptero. A melhoria da resistência à corrosão foi o primeiro critério para a seleção, sendo necessário um revestimento com alta resistência ao ataque clorídrico sem exigência de uma película passiva forte. Os materiais que são resistentes ao ácido hidroclorídrico foram escolhidos para atender a essa exigência. O tungstênio e o níquel exibem bom desempenho em ácido clorídrico. Deste modo, os revestimentos baseados nestes metais devem ter resistências aceitáveis à corrosão. Considerando que algumas áreas da engrenagem da cauda estão continuamente expostas a um ambiente de água salgada, um revestimento deverá também exibir boa resistência à corrosão salina durante os testes através da norma ASTM B117.

Vários outros fatores secundários importantes precisavam ser indicados após a seleção do revestimento, baseado em propriedades de resistência à corrosão. A eletrogalvanização tem outras propriedades físicas e mecânicas que a tornaram um revestimento escolhido em aplicações hidráulicas como a do pistão do trem de pouso da

cm 1 2 3 4 5 6 7 unesp 11 12 13 14 15 16 17 18

cauda. Essas propriedades precisavam ser duplicadas ou excedidas nos novos revestimentos por jato térmico. As seguintes propriedades do cromo foram indicadas: ductilidade, resistência à fadiga, espessura do revestimento, adesão, expansão térmica, módulo de elasticidade, porosidade e acabamento (capacidade de polimento). O trem de pouso da cauda está sujeito a altas cargas de flexão e a ductilidade se torna o maior critério secundário para a seleção do revestimento. As propriedades de fadiga de baixo ciclo tem prioridade sobre o comportamento de fadiga de alto ciclo, o que é típico para a maioria dos outros componentes de helicópteros.

A experiência da indústria aeroespacial de revestimentos por jato térmico em aplicações hidráulicas também é um fator a ser considerado na escolha do revestimento. As informações são limitadas, mas encontraram as aplicações dominadas pelo uso de revestimento de carbeto de tungstênio como alternativa a ser avaliada.

1.3 Considerações sobre as Propriedades dos Materiais Aeronáuticos

Uma consideração fundamental para a escolha de um conjunto de propriedades importantes que os materiais devem possuir para se evitar a fratura catastrófica da estrutura, é a criação de uma estratégia básica do projeto na qual as ligas selecionadas serão aplicadas. Em geral, a indústria aeronáutica trata este problema através de duas filosofias de projeto: "safe-life" e "damage-tolerant". Nenhuma destas aproximações é usada isoladamente, cada aplicação vai requerer um "plano de controle de fratura", para se chegar a um critério racional e de custo razoável para o projeto, à fabricação e a manutenção de estruturas confiáveis.[4]

unesp

Na filosofia "safe-life" o projetista se esforça para evitar presença de trincas de tamanho significativo durante a longa vida desejada para a estrutura. Nenhum esforço é feito para levar em conta as três fases da presença da trinca, nucleação, propagação e fratura, uma vez que se assume que a vida total da estrutura consiste principalmente da etapa de nucleação da trinca, geralmente por fadiga ou corrosão sob tensão.[4] Esta forma concentra-se exclusivamente sobre a vida disponível durante o período de incubação. No caso, por exemplo, de fadiga, o cálculo está baseado em curvas σ x N de Wöhler, a regra de Miner é geralmente utilizado para prever a vida em carregamentos com amplitudes variáveis e, considerações empíricas são feitas para concentração de tensões e efeitos térmicos. Em certos ensaios com os materiais são feitos em escala 1:1, isto é, com a própria estrutura real do avião.[4]

Devido a incertezas na estimativa de cargas e ao espalhamento nas respostas destas cargas e também devido à impossibilidade de se realizar testes com toda a frota de aviões, o projetista deve fazer uma análise estatístico, para determinação da vida da estrutura. Por outro lado, pode-se incorrer num grave erro: a aplicação rigorosa desta filosofia, pode levar à retirada de operação de toda a frota de aviões antes que se atinja a vida média calculada, o que evidentemente causaria um grande prejuízo.

Na filosofia de projeto "Damage Tolerant" assume-se a presença de uma ou mais trincas significativas. Estas trincas escapam à detecção durante a fabricação da estrutura, podem ser introduzidas inadvertidamente durante o serviço ou podem ser resultantes de fadiga, corrosão sob tensão ou uma combinação de efeitos. O projetista tenta então limitar a taxa de propagação de trinca, de tal forma que o maior defeito, ignorado pela inspeção, não cause fratura catastrófica antes que outra inspeção seja realizada. Deve-

cm 1 2 3 4 5 6 7 unesp 11 12 13 14 15 16 17 18

se assim, selecionar materiais e ajustar níveis de tensão de operação, de sorte que a taxa de propagação de trinca seja lenta. Deve-se também empregar uma configuração estrutural com curvaturas que provoquem a diminuição ou parada do crescimento da trinca. Se a estrutura for capaz de experimentar falha de um ou mais membros principais sem sofrer fratura catastrófica, esta estrutura é considerada "fail-safe".[4]

O processo de inspeção, que é um elemento essencial nesta filosofia avalia a estrutura em termos de evidência de danos. Reparos são realizados, ou a estrutura defeituosa é reforçada, para garantir a continuidade da integridade estrutural. Desta forma, a vida de um avião pode ser estendida repetidamente tão longa quanto inspeções necessárias e reparos forem economicamente justificados. Os procedimentos de análise nesta filosofia de projeto dependem fortemente de considerações da Mecânica da Fratura para a previsão das taxas de propagação de trinca e resistência à fratura. O reconhecimento destas considerações e de suas implicações na segurança, na confiabilidade e na durabilidade de estruturas de engenharia tem resultado, atualmente, em diversos padrões e códigos. O mais notável destes documentos é o requisito de integridade estrutural da U.S. Air Force (Military Standard, Aircraft Structural Integrity Program, Airplane Requirements, MIL-STD1530, United States Air Force, 1972). Com este plano, o uso de testes de tenacidade à fratura e de corrosão sob tensão é exigido, para garantir que, materiais com propriedades mais baixas do que aquelas utilizadas no projeto, não sejam utilizadas na estrutura final. Há modelos matemáticos que podem provar e estimar a vida em fadiga de componentes, submetidos a carregamentos de amplitude constante e variável, utilizando conceitos da Mecânica da Fratura Linear Elástica e Elasto-Plástica.

cm 1 2 3 4 5 6 7 unesp 11 12 13 14 15 16 17 18

A seleção de um material aeronáutico exige a consideração de três critérios básicos: características técnicas, que são as exigidas pelo projeto e engenharia, características tecnológicas, que envolvem aspectos de fabricação da peça, inclusive pensando nos equipamentos disponíveis em determinada instalação e, finalmente, características comerciais. A tabela 1.1 apresenta exemplos de propriedades relacionadas com cada um destes critérios.[4]

Conforme já comentado anteriormente, a seleção de materiais varia de acordo com a parte considerada do avião e com o carregamento a que a mesma está submetida. Em termos de propriedades técnicas, o trem de pouso requer: σ_e , E , K_{ISCC} , da/dN , K_{IC}. Pode-se verificar a importância de parâmetros relacionados com a resistência mecânica e parâmetros provenientes de conceitos da Mecânica da Fratura. Deve-se salientar também que o peso específico será sempre importante, em qualquer componente do avião. Para partes submetidas a elevadas temperaturas, como turbinas ou certas regiões de aviões supersônicos, a resistência à fluência torna-se também um parâmetro importante.[4]

Tabela 1.1 - Critérios para seleção de materiais.[4]

TÉCNICOS	TECNOLÓGICOS	COMERCIAIS
Assistência mecânica	Conformabilidade	Custo
Módulo de rigidez	Soldabilidade	Fontes de aprovisionamento
Peso Específico	Usinabilidade	Disponibilidade
Fadiga	Temperabilidade	Experiência Industrial
Tenacidade	Tratamento térmico	
Fluência	Estocagem	
Corrosão	Ciclos de Polimerização	
Corrosão sob tensão		
Envelhecimento/Meio ambiente		
Confiabilidade/Segurança		

1.4 Considerações sobre Materiais Utilizados

Materiais sempre desempenham um importante papel na elaboração de conceitos relacionados com a construção do avião.

Antes da primeira Guerra Mundial, a estrutura do avião era constituída basicamente por madeira e tecido. Entretanto, quando a guerra acabou, a escassez de madeira tornou-se tão forte, que forçou a troca para metais em algumas aplicações. O primeiro de todos os aviões fabricados com ligas metálicas leves foi o alemão Dornier RS1, um hidroavião de três motores, produzido em 1914. Nesta época, os metais começaram a ser promovidos como materiais estruturais para aviões através do alemão Hugo Junkers que, em 1915, desenvolveu uma asa na forma de "cantilever". Este projetista lançou a idéia de que um metal teria propriedades mais consistentes e previsíveis, não era afetado pelo ambiente e consequentemente se comportaria bem melhor do que madeira e tecido. Os conceitos revolucionários de Junkers foram refinados por outro projetista alemão Adolf Rohrbach que, em 1919, projetou e construiu asas revestidas e ligadas por mastros e, portanto, iniciou o moderno projeto de construção do avião. A partir da década de 1930, os seus projetos tornaram-se o padrão na construção de aviões.

Madeira e tecido persistiram entretanto até a década de 1930 e 1940. Para se ter uma idéia, até 1945, 17% de toda a força aérea do Reino Unido ainda era de madeira. Por outro lado, devido a certas características básicas destes materiais, como anisotropia, absorção de umidade, instabilidade dimensional e vulnerabilidade, o domínio de metais, principalmente de ligas de alumínio, então se estabeleceu na construção dos aviões.

unesp

Atualmente os materiais que constituem a estrutura do avião são basicamente os seguintes:

- Ligas de alumínio, para as asas e a fuselagem;

- Aços especiais para o trem de pouso;

- Ligas de titânio, para regiões de temperatura elevada;

- Materiais conjugados, para superfícies de controle.

As figuras 1.1(a,b,c) apresentam a porcentagem de utilização destes materiais em um moderno avião de transporte civil, tipo Boeing 757 ou Boeing 767. Esta figura também mostra a distribuição em peso destes materiais nas partes da estrutura e a forma de produtos empregados.[4]

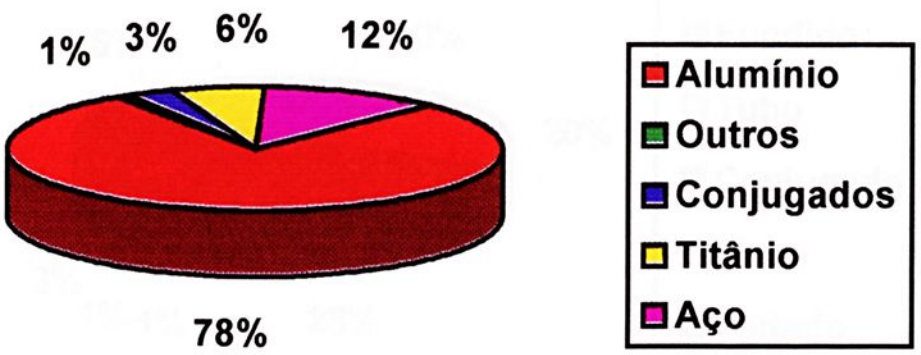


Figura 1.1.a - Utilização de materiais estruturais em um avião.[4]

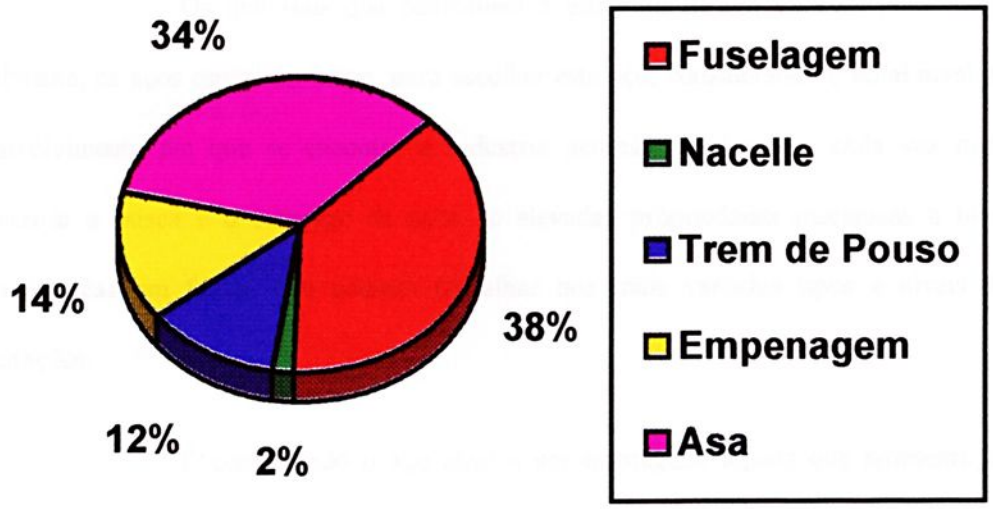


Figura 1.1.b - Distribuição em peso nas partes da estrutura.[4]

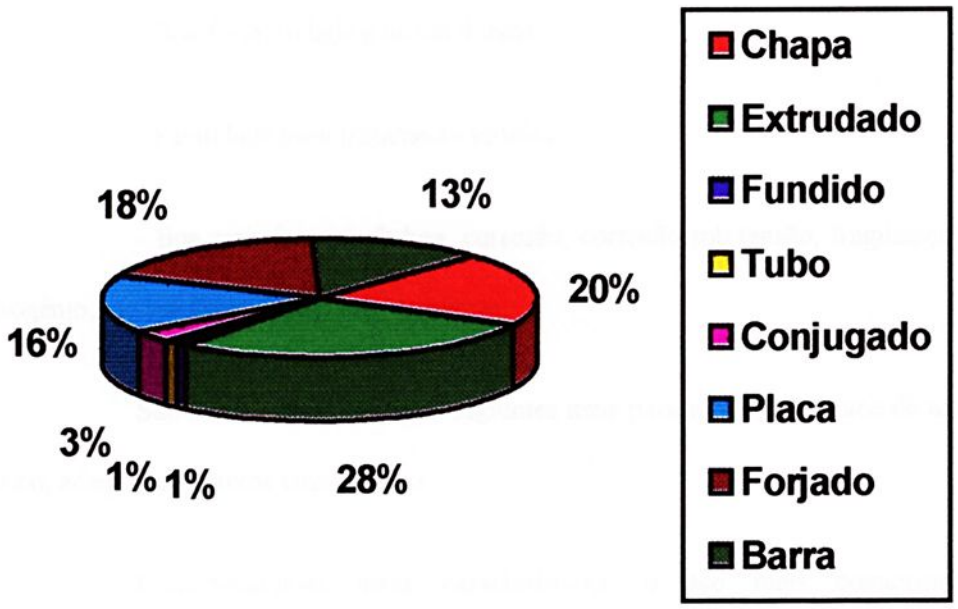


Figura 1.1.c - Forma de produtos.[4]

Os materiais que constituem a estrutura de um trem de pouso são, geralmente, os aços especiais. Logo, para escolher este aço, considerando o atual nível de desenvolvimento em que se encontra a industria aeronáutica, torna-se cada vez mais necessária a busca e o emprego de aços de elevadas propriedades mecânicas e boas características em fadiga que possam trabalhar nos mais variados tipos e níveis de solicitações.

É considerado o aço ideal a ser empregado aquele que apresente as seguintes características, a partir de uma análise dos requisitos básicos, que são:

- Alta resistência mecânica;

- Elevada tenacidade;

- Boa forjabilidade e usinabilidade;

- Facilidade para tratamento térmico;

- Boa resistência à: fadiga, corrosão, corrosão sob tensão, fragilização pelo hidrogênio, nucleação e propagação de trincas.

São ainda considerados os seguintes itens para se chegar ao aço de uso aeronáutico, adequados, baixos custo e peso.

Considerando-se estas características, o aço mais comumente empregado nas indústrias aeronáuticas é o aço baixa liga do tipo ABNT 4340, que tornou-se portanto o material base para este estudo.

1.5 Objetivos do Trabalho

Este trabalho tem como objetivo estudar a influência do revestimento por jato térmico, através do sistema HVOF/HP do carbeto de tungstênio no aço ABNT 4340, na resistência à fadiga comparativamente com o metal base e o aço ABNT 4340 eletrodepositado com o cromo, levantando as curvas σ x N em flexão rotativa e tração-tração. Desta forma a resistência à fadiga será abordada como principal objetivo do trabalho.

Tem como objetivo secundário analisar o comportamento do revestimento de carbeto de tungstênio no aço ABNT 4340 relativos à corrosão e resistência à abrasão.

Através de microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura foram avaliadas o local da nucleação da trinca por fadiga, microestrutura típica, possível efeito de aquecimento, nível de porosidades, possíveis trincas, espessura da camada do revestimento, integridade da linha da interface e inclusões devido ao jateamento antes da aplicação do revestimento.

cm 1 2 3 4 5 6 7 unesp 11 12 13 14 15 16 17 18

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1 O Trem de Pouso

O projeto dos trens de pouso acompanha o desenvolvimento da aeronave e seus requisitos operacionais. O desenvolvimento do projeto é um processo contínuo resultante tanto do número de soluções, quanto dos diferentes tipos de aeronaves existentes. Os pesos das aeronaves passaram aproximadamente de 225 Kg, na virada do século, para 340.000 Kg hoje.

A tabela 2.1 identifica o desenvolvimento do trem de pouso, da sua estrutura, materiais e dos equipamentos rotativos.

unesp

Tabela 2.1 - Desenvolvimentos significativos do trem de pouso.[8]

ANO	ESTRUTURA E MATERIAIS	EQUIPAMENTOS ROTATIVOS
1900	- Vôo dos irmãos Wright. - Amortecedor de choque com amortecimento a óleo.	
1910	- Amortecedor de choque a óleo. - Trem de aterrisagem escamotável.	- Rodas e pneus "especiais". - Primeiras rodas com freios. - Primeiros pneus com arames.
1920	- Rodas internas empenhadas.	- Freios de rodas em uso geral.
1930	- Produção de aeronaves com trem de aterrissagem escamoteável. - Estrututra de portais para trens principais. - Desenvolvimento de molas líquidas.	- Freios diferenciais demonstrados em sistemas de freios hidráulicos.
1940	- Trens de aterrissagem bogui. - Solda de pressão nas partes de aço. - Adoção de Layout de trem do nariz. - Ligas de alumínio de alta resistência.	- Primeiras rodas duplas no trem de aterrissagem principal e do nariz na aeronave (B29). - Freio a disco.
1950	- Aços de alta resistência à tração usados para trens de aterrissagem.	- Pneus de alta pressão. - Sistemas antiderrapante de roda (Unidade Maxaret).
1960	- Ligas de alumínio de alta resistência à tração e resistência à corrosão.	- Pneus sem tubo. - Sistemas antiderrapante eletrônico.
1970	- Controle de direção eletrônica. - Mola líquida completamentada com nitrogênio.	- Freios de disco a carbono.
1980	- Amortecedores de choque com dispositivos passivos para pistas de terra. - Amortecedores de choque com dispositivos adaptáveis par pista de terra.	

Depois da Segunda Guerra Mundial, houve um crescente aumento no desenvolvimento de diferentes tipos de aeronaves, com vasta gama de requisitos e geometrias para trens de pouso. Muitas destas aeronaves não foram colocadas em serviço. Da experiência adquirida no projeto, o desenvolvimento e fabricação de trens de pouso para estas aeronaves, juntamente com a retroalimentação, surgiram serviços de manutenção e projetos de trens de pouso.



Mais recentemente, a configuração do avião de combate com asa alta, às vezes com geometria variável da superfície sob a asa e da fuselagem sem obstrução, tem conduzido à adoção dos trens de pouso principais montados na fuzelagem. Para cada tipo de aeronave existe um tipo específico de trem de pouso, apresentando condições operacionais e geométricas, construído "sob medida", afim de fornecer uma solução otimizada.

Os aeroportos para operações de aviões civis estão aumentando em termos de tamanho, com um conseqüente aumento nas distâncias de taxiamento. Os aviões estão permanecendo em serviço por muito mais tempo e os construtores de aviões estão procurando maior duração que é de, aproximadamente, 90.000 aterrissagens, evitando a fadiga. Estima-se que um avião de carreira possa taxiar 500.000 km durante sua vida útil, e, certamente, o teor das cargas de fadiga é agora maior.

O trem de pouso ocupa um volume significativo e reponde pelo aumento da massa total de uma aeronave. A posição do trem de pouso deve ser considerada durante o conceito inicial do projeto da aeronave. Os aspectos essenciais devem ser decididos antes do início de um projeto de aeronave. Após a fase de projeto, às vezes é muito difícil ou impossível alterar o mesmo.

Apesar do número de variações nas condições do trem de pouso e das tendências dos projetos, pode-se demonstrar uma redução geral na massa do trem de pouso como um percentual da massa do avião. A figura 2.1 mostra que os trens de pouso de aviões militares, atualmente, só representam menos de 3% da massa total do avião e os trens de pouso de aviões civis só representam 4%.

unesp

Haverá um contínuo esforço para reduzir a massa, mas as principais reduções podem ser difíceis de se realizarem. Os freios de carbono deram uma importante contribuição, mas uma economia significativa na estrutura do trem de pouso, pela aplicação da materiais compostos, é complicada devido à necessidade de juntas e pivôs.

Os avanços na tecnologia de materiais continuarão a economizar massa de componentes em todas as áreas do trem de pouso. A aplicação de rodas de alta resistência, ligas de alumínio-lítio, plásticos, compostos, etc., provavelmente serão considerados no futuro mais imediato.

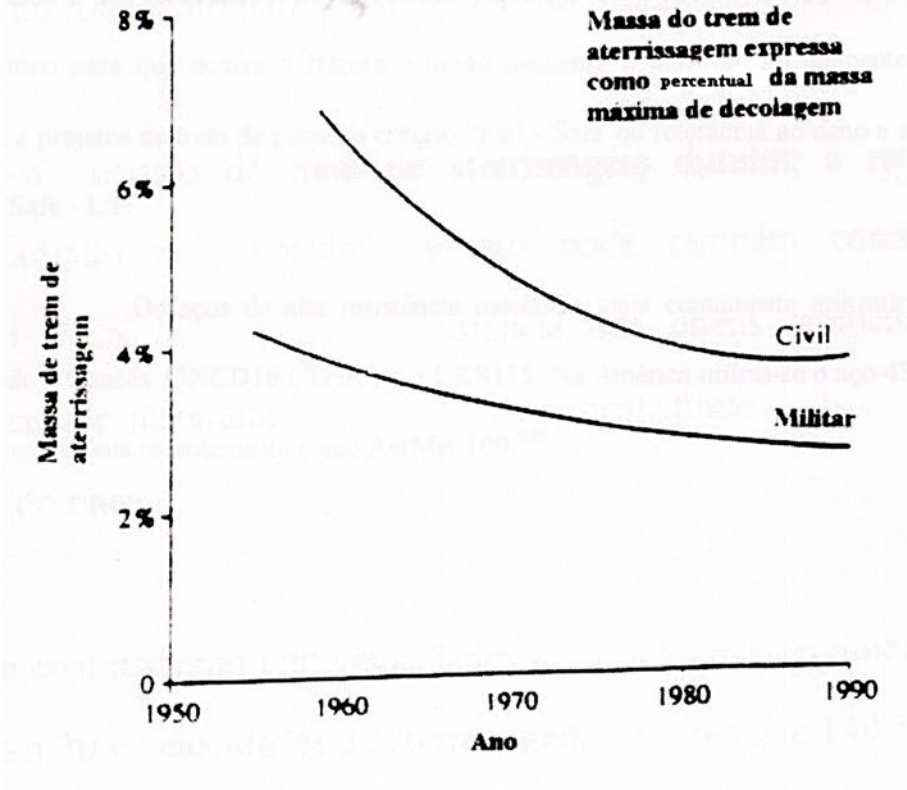


Figura 2.1 - Tendências da massa do trem de pouso.[8]

A economia em termos de massa pode ser obtida através de avançadas técnicas de projeto e fabricação. O uso de métodos computacionais, na análise da resistência ou fadiga, permite a otimização da massa.[8]

Na grande maioria dos componentes vitais de aeronaves requerem materiais de elevadas propriedades mecânicas e boas características em fadiga e são eles que definem toda a linha de pesquisa que tem sido realizada com relação a novos materiais, processos de fabricação, etc.

No entanto, devido a necessidade destes materiais altamente especializado e dos elevados níveis de tensões a que são submetidos, o comprimento de trinca crítico para que ocorra a fratura é muito pequeno, o que torna usualmente não aplicável a projetos de trem de pouso o critério "Fail - Safe"ou tolerância ao dano e sim o critério "Safe - Life".

Os aços de alta resistência mecânica mais comumente utilizados na Europa são o francês 35NCD16 (THR) e o UKS155. Na América utiliza-se o aço 4340 e 300M e agora mais recentemente o aço AerMet 100.[9,20]



2.2 Fadiga dos Materiais

2.2.1 Conceito de fadiga

Fadiga é o fenômeno que ocorre a um material quando sujeito a uma carga fixa ou flutuante, por um tempo muito longo e se caracteriza pelo rompimento da peça a uma tensão inferior àquela necessária para que haja a fratura do material devido à aplicaçào de uma carga estática. É portanto, um problema que afeta qualquer componente submetido a solicitação dinâmica.[10,12]

Fadiga também é considerada uma falha progressiva de um corpo mecânico que se encontra sujeito a cargas cíclicas de amplitude constante e, ou variável. A vida em fadiga de componentes submetidos a carregamentos cíclicos é consumida em aproximadamente 90% na fase de propagação estável da trinca. A falha por fadiga ocorre em função da nucleação e propagação de uma ou mais trincas, sendo que a vida útil em fadiga pode ser representada conforme a figura 2.2.[11]

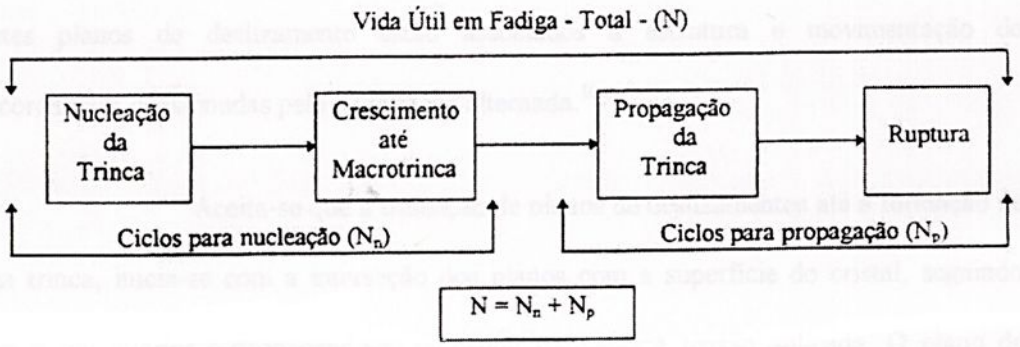


Figura 2.2 - Esquema de vida em fadiga.[11]

Nos atuais conhecimentos sobre os mecanismos de fadiga é comumente dividido nos seguintes estágios:

1º ESTÁGIO - Microdeformação plástica sob solicitação cíclica, com formação de bandas de escorregamento;

2º ESTÁGIO - Nucleação de uma ou mais microtrincas;

3º ESTÁGIO - Propagação de uma ou mais macrotrincas;

4º ESTÁGIO - Propagação instável da trinca até a fratura final.[10]

Todos os estágios do processo são importantes para o estudo do mecanismo da fadiga, sendo que o início da falha do material é devido à ocorrência de microdeformações plásticas em sua estrutura, sem o qual o processo de fadiga não ocorre.[10,15]

Vários pesquisadores relacionaram a nucleação de trincas por fadiga ao deslizamento de planos cristalográficos. Estes escorregamentos formam os planos de deslizamento que são os locais propícios para a nucleação de microtrincas. O surgimento destes planos de deslizamento estão associados à estrutura e movimentação de discordâncias ocasionadas pela solicitação alternada.[10,16]

Aceita-se que a transição de planos de deslizamentos até a formação de uma trinca, inicia-se com a interseção dos planos com a superfície do cristal, seguindo para o seu interior e propagando-se perpendicularmente a tensão aplicada. O plano de deslizamento normalmente surge na superfície do cristal, quando o endurecimento atinge um estágio de saturação e ao mesmo tempo que a tensão atinge um máximo.[7,10]

cm 1 2 3 4 5 6 7 unesp 11 12 13 14 15 16 17 18

Em metais policristalinos os contornos de grãos desempenham um papel importante na nucleação da trinca. Durante a deformação os contornos de grãos impedem o desenvolvimento de planos de deslizamento e microtrincas. Da mesma forma que o contorno de grão pode retardar a propagação de trincas, quando o material está submetido a baixa deformação, pode também antecipar a sua nucleação quando submetido a grandes deformações, pelo fato de que haverá um acúmulo de concentração de tensões nos contornos dos grãos durante a deformação cíclica.[10]

2.2.2 Ciclos de tensões

Durante um vôo, um avião está sujeito a cargas repetidas das mais variadas grandezas e frequências. As condições de operação envolvem decolagem e aterrissagem a altas cargas e vôo a altas velocidades. O avião hoje projetado é o resultado de critérios de cálculos, em que são avaliados, não só a resistência da estrutura, mas também a duração da sua vida.[10,13] Estima-se que cerca de 90% das falhas em serviços de componentes que sofrem movimento de uma forma ou de outra, podem ser atribuídas à fadiga dos materiais.[10]

Diversos são os fatores necessários para causar falhas por fadiga, dentre os quais podem-se citar: concentração de tensão, sobrecarga, estrutura metalúrgica, corrosão, temperatura e os três mais básicos são:

1 - Tensão de tração máxima, suficientemente alta;

2 - Variação ou flutuação na tensão aplicada, suficientemente grande;

unesp

3 - Número de ciclos de aplicação da tensão suficientemente grande.[10,12]

Mesmo com todo o progresso que houve no entendimento da falha por fadiga e melhoria nos métodos de projetos, a fadiga ainda é o fenômeno mais estudado no comportamento mecânico dos metais por ser ela a causa mais comum da falha de componentes e estruturas em serviço.[10]

A falha por fadiga dos componentes mecânicos, além de outros fatores, depende da tensão e deformação. Os tipos de solicitações que podem gerar fadiga em um material são como mostra a figura 2.3 e na tabela 2.2 definem-se os tipos mais comuns e gerais de tensões que podem gerar a fadiga.[10-12]

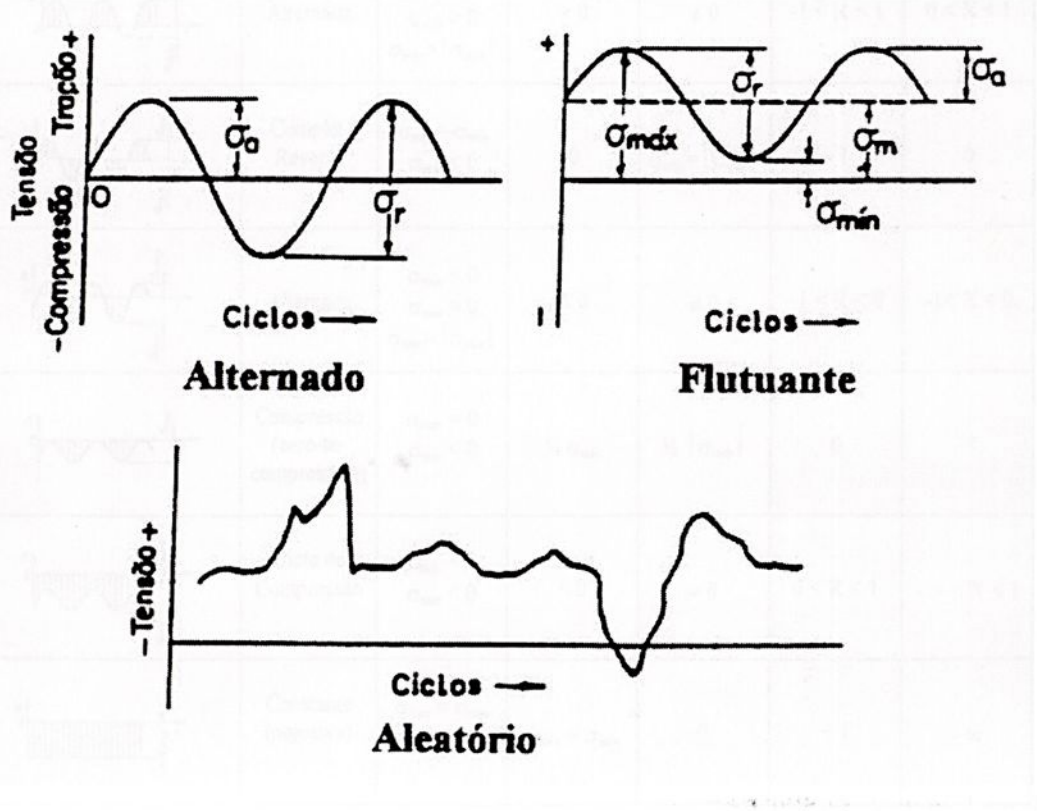
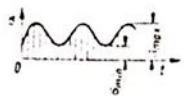
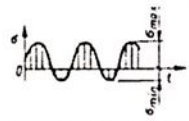
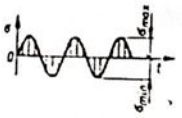
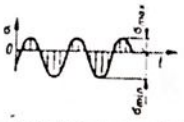
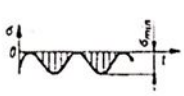
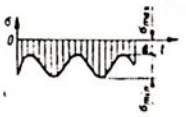
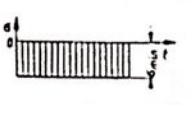


Figura 2.3 - Solicitações cíclicas de tensões que podem gerar fadiga.[10,12]

Tabela 2.2 - Diferentes ciclos de tensão de fadiga.[11]

$\sigma = f(t)$	Nome do Ciclo	Tensão			Coeficientes	
		Máxima e Mínima $\sigma_{máx}$ e $\sigma_{mín}$	Média σ_m	Amplitude de Tensão σ_a	Razão de Carga R	Constante de Carga X
	Constante (positivo)	$\sigma_{máx}=\sigma_{mín}>0$	$\sigma_{máx}=\sigma_{mín}$	0	+1	$+\infty$
	Ciclo de Tensão	$\sigma_{máx}>0$ $\sigma_{mín}=0$	>0	$\neq 0$	$0<R<1$	$1<X<+\infty$
	Ciclo de Tensão (zero-to-tension)	$\sigma_{máx}>0$ $\sigma_{mín}>0$	$\frac{1}{2}\sigma_{máx}$	$\frac{1}{2}\sigma_{máx}$	0	1
	Alternada	$\sigma_{máx}>0$ $\sigma_{mín}>0$ $\sigma_{máx}>\lvert\sigma_{mín}\rvert$	>0	$\neq 0$	$-1<R<1$	$0<X<1$
	Complet. Reversa	$\sigma_{máx}=-\sigma_{mín}$ $\sigma_{mín}<0$	0	$\sigma_{máx}=\lvert\sigma_{mín}\rvert$	-1	0
	Alternada	$\sigma_{máx}<0$ $\sigma_{mín}>0$ $\sigma_{máx}>\lvert\sigma_{mín}\rvert$	<0	$\neq 0$	$-1<R<0$	$-1<X<0$
	Ciclo de Compressão (zero-to-compression)	$\sigma_{máx}=0$ $\sigma_{mín}<0$	$\frac{1}{2}\sigma_{mín}$	$\frac{1}{2}\lvert\sigma_{mín}\rvert$	0	-1
	Ciclo de Compressão	$\sigma_{máx}<0$ $\sigma_{mín}<0$	<0	$\neq 0$	$0<R<1$	$-\infty<X<1$
	Constante (negativa)	$\sigma_{máx}=\sigma_{mín}$ $\sigma_{mín}<0$	$\sigma_{máx}=\sigma_{mín}$	0	+1	$-\infty$

Como pode ser verificado na tabela 2.2 os parâmetros que caracterizam o ciclo de carregamento são:

$\sigma_{máx.}$ - Tensão Máxima, maior valor algébrico atingido pela tensão durante o ciclo.

$\sigma_{mín.}$ - Tensão Mínima, menor valor algébrico atingido pela tensão durante o ciclo.

$\sigma_{média}$ - Tensão Média.

$$\sigma_{média} = (\sigma_{máx} + \sigma_{mín}) / 2 \quad (2.1)$$

$\Delta\sigma$ - Variação de Tensão.

$$\Delta\sigma = \sigma_{máx} - \sigma_{mín} \quad (2.2)$$

R - Razão de Tensão.

$$R = \sigma_{mín} / \sigma_{máx} \quad (2.3)$$

$K_{máx}$ - Fator Intensidade de Tensão Máxima.

$$K_{máx} = \sigma_{máx} \sqrt{a \cdot \pi}\ \beta \quad (2.4)$$

$K_{mín}$ - Fator Intensidade de Tensão Mínima.

$$K_{mín} = \sigma_{mín} \sqrt{a \cdot \pi}\ \beta \quad (2.5)$$

ΔK - Variação do Fator Intensidade de Tensão.

$$\Delta K = K_{máx} - K_{mín} = (\sigma_{máx} - \sigma_{mín}) \sqrt{a \cdot \pi}\ \beta \qquad (2.6)$$

σ a - Amplitude da Tensão.

$$\sigma a = \Delta\sigma / 2 \qquad (2.7)$$

R - Razão de Carregamento.

$$R = K_{mín} / K_{máx} = \sigma_{mín} / \sigma_{máx} \qquad (2.8)$$

2.2.3 O mecanismo de falha por fadiga

O processo de falha por fadiga de um material é iniciado pela formação de microtrincas que coalescem, crescem e se tornam macrotrincas que se propagam até que ocorra a ruptura final. Nas condições normais de trabalho de um componente, as trincas de fadiga iniciam-se em função de singularidades (riscos, mudanças de seção, pontos de corrosão, inclusões e contornos de grãos) presentes na superfície do componente ou logo abaixo da mesma. As microtrincas podem também estar presentes no material como resultado de operações de solda, rebitagem, tratamentos térmicos, trabalhos mecânicos, etc.[17]

A nucleação das trincas de fadiga ocorre por um processo de deformação plástica localizada, em escala microscópica, quando se formam intrusões e extrusões, que podem crescer e se transformar em microtrincas. São estas microtrincas que, por um processo contínuo de propagação, irão originar as macrotrincas (fissuras que

apresentam um tamanho mínimo, suficiente para serem detectadas, usando-se técnicas de inspeção não destrutivas).[17]

Para explicar o mecanismo de trincas por fadiga Cotrell e Hull propuseram que a formação de intrusões e extrusões dependem da existência de deslizamento em dois sistemas de deslizamento, conforme figura 2.4.[11,12]

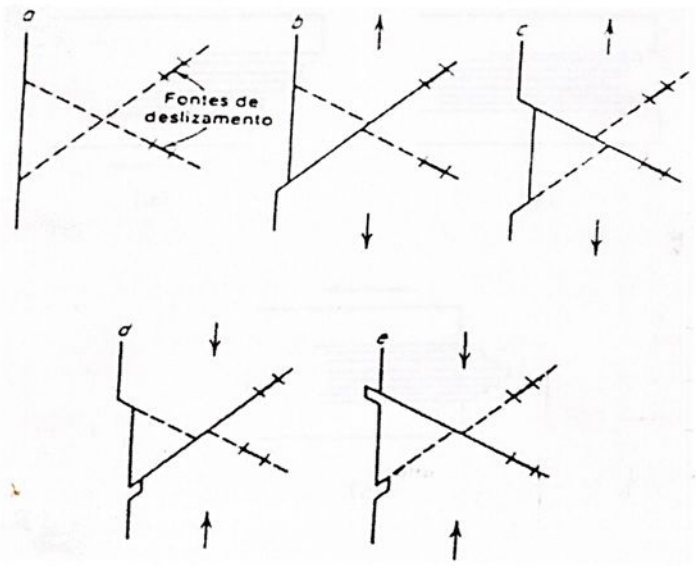


Figura 2.4 - Mecanismo de formação de extrusões e intrusões.[11,12]

a - dois sistemas de planos de deslizamento

b e c - sistemas operam em seqüência produzindo dois degraus na superfície da atuação do ciclo de tensões

d - atuação do componente de compressão. O deslizamento do primeiro sistema a operar dá origem à formação de intrusões

e - atuação do segundo sistema dá origem à extrusões.

Wood, sugeriu um mecanismo para explicar a ocorrência das trincas de fadiga, baseado na ocorrência de microdeformações na superfície do material submetido a carregamentos de fadiga, que provocam o surgimento de extrusões e intrusões, que podem crescer e se propagar como uma trinca de fadiga, conforme pode ser observado na figura 2.5.[11,12,17]

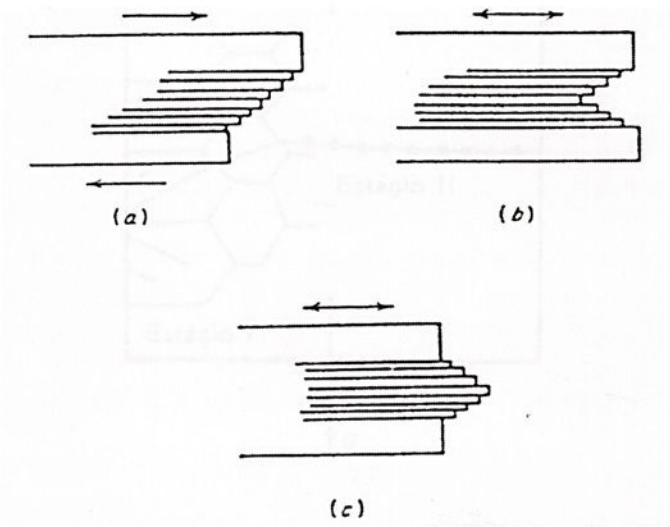


Figura 2.5 - Microdeformação levando à formação da trinca por fadiga.[11,12,17]

a - Deformação estática

b - Deformação por fadiga originando um entalhe superficial (intrusão)

c - Deformação por fadiga originando extrusão

As trincas de fadiga, uma vez formadas , tendem a se propagar inicialmente ao longo dos planos de deslizamento (Estágio I), em condições de deformação plana seu crescimento é da ordem de ângstrons por ciclo. Em seguida as

trincas tomam a direção normal à tensão de tração aplicada (Estágio II), e sob condições de tensão plana, admitem crescimento da ordem de micrometros por ciclo. A propagação de trinca de fadiga é , normalmente, transgranular, observado na figura 2.6.[11,14,17]

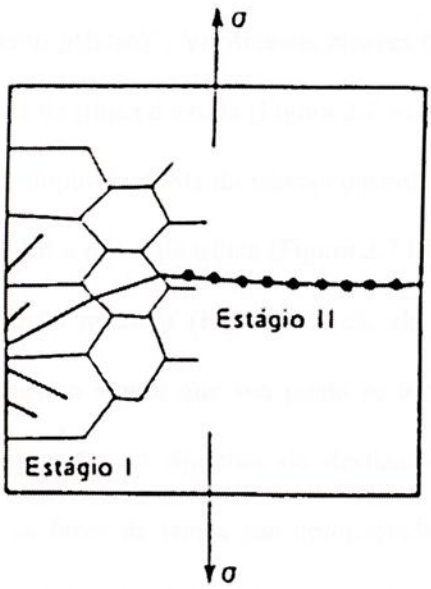


Figura 2.6 - Estágios I - II :esquema da propagação da trinca.[11,14,17]

Deve-se também notar que a superfície de fratura no Estágio I não apresenta propriedades características, mas, no Estágio II, a superfície de fratura apresenta frequentemente a formação de rugas e estrias, sendo que cada estria é formada durante um ciclo de carregamento, mas principalmente em carregamento de amplitude variável, nem todo ciclo resulta obrigatoriamente em uma estria. Pode-se verificar esse fato quando ligas de alumínio e aços são ensaiadas. As ligas de alumínio apresentam normalmente estrias bem definidas, enquanto que nos aços nem sempre as estrias se formam.[11,14,17]

Para explicar a formação de estrias por fadiga foram propostos alguns modelos, que consideravam que a propagação da trinca ocorre por processo plástico, tornando a ponta da trinca rombuda, mas ignoravam a influência das condições ambientais. A figura 2.7 mostra, esquematicamente, um dos modelos denominado "Processo de arredondamento plástico". Verifica-se, através da figura, que no início do carregamento cíclico a ponta da trinca é aguda (Figura 2.7 a). À medida que o esforço de tração é aplicado, o entalhe duplo da ponta da trinca concentra o deslizamento ao longo dos planos que fazem 45^0 com o plano da trinca (Figura 2.7 b). À proporção que a trinca se alarga para a sua extensão máxima (Figura 2.7 c), ela caminha ainda mais por cisalhamento plástico ao mesmo tempo que sua ponta se torna rombuda. Ao mudar a carga para forças de compressão, as direções de deslizamento na extremidade são invertidas (Figura 2.7 d), as faces da trinca são compactadas e a nova superfície da trinca, criada sob condições de tração, é forçada para o plano da trinca (Figura 2.7 e), onde é parcialmente dobrada por flambagem formando uma ponta de trinca novamente aguda. O processo inicia-se novamente no próximo ciclo.[11,12]

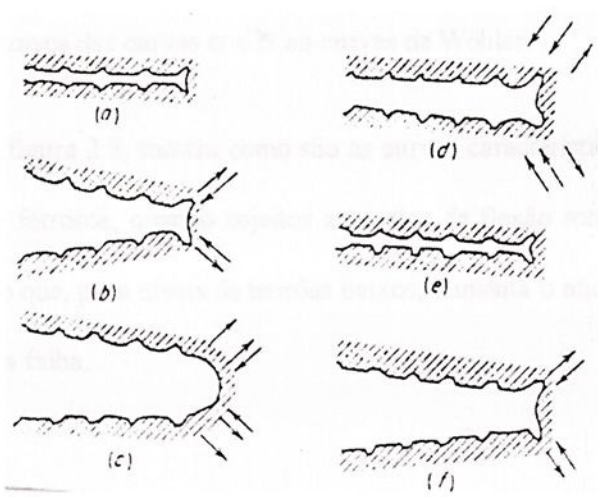


Figura 2.7 - Modelo de formação das estrias de fadiga.[11,12]

O requisito fundamental para a propagação de trincas é que a tensão na ponta da mesma deve ultrapassar a tensão coesiva teórica do material.[14,17]

A falha de um componente com trinca é sempre associada à presença de concentradores de tensão. Concentradores de tensão são descontinuidades no componente mecânico, tais como: orifícios, furos, defeitos na interface de solidificação de estruturas soldadas, entre outras que causam alterações na distribuição de tensão provocando um aumento da tensão média nas proximidades da descontinuidade.[11,17]

2.2.4 - Curvas σ x N.

O ensaio de fadiga visa, essencialmente, determinar com quantos ciclos um dado corpo de prova, em determinadas condições de ensaio, irá romper-se. Os métodos de estruturar e apresentar os dados obtidos, experimentalmente, de um material, sujeito a ensaios de fadiga, é através das curvas **σ x N** ou curvas de Wöhler.

A figura 2.8, mostra como são as curvas características de fadiga para metais ferrosos e não ferrosos, quando sujeitos a ensaios de flexão rotativa. Observando esta figura, verifica-se que, para níveis de tensões baixos, aumenta o número de ciclos que um metal suporta até a falha.



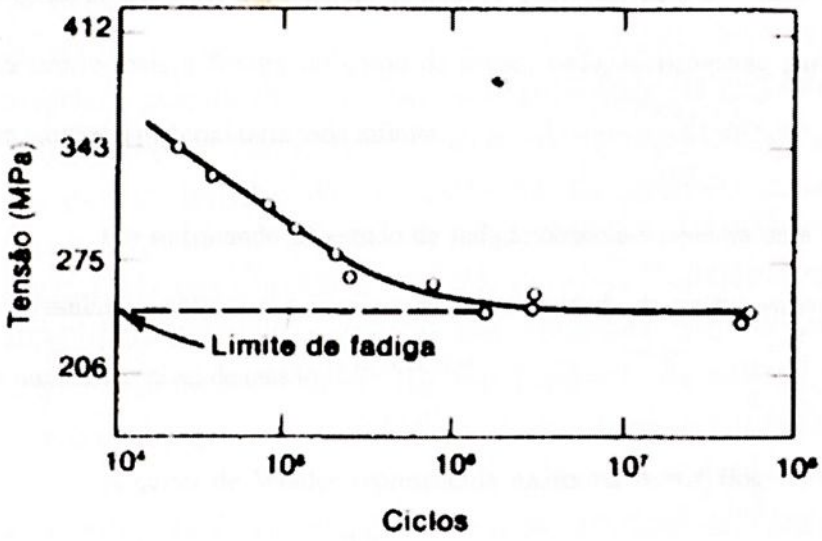


Figura 2.8 - Forma típica de curva σ **x N.**[14]

O limite de fadiga de um material é definido como sendo aquela tensão da qual o material teria a vida infinita. É considerada vida infinita para os materiais ferrosos como sendo **N** = 10^7 ciclos. A grande maioria dos materiais não ferrosos não apresenta um limite horizontal. As propriedades de fadiga dos materiais não ferrosos normalmente são caracterizadas fornecendo a resistência à fadiga para um valor de **N**, da ordem de 10^8.

A curva σ **x N** é a representação clássica dos resultados de fadiga em que os valores dos números de ciclos até a fratura são traçados em função das tensões aplicadas. Os pontos são determinados em função da $\sigma_{\mathbf{máx}}$ aplicada ao corpo de prova e pelo correspondente valor de número de ciclos **N** até a fratura do corpo de prova. O procedimento utilizado na construção de curva σ **x N** é ensaiar o corpo de prova com um valor de tensão alta $\sigma_{\mathbf{máx.}}$, onde se espera que a fratura do corpo de prova ocorrerá para

um número baixo de ciclos **N.** Em seguida, diminui-se progressivamente o valor da tensão até que não ocorre mais a fratura do corpo de prova, onde, teoricamente para valores abaixo desta tensão, o material teria vida infinita.

Em se tratando do estudo de fadiga, observa-se que há uma dispersão razoável nos resultados obtidos nos ensaios, daí a necessidade de repetir várias vezes o ensaio para um mesmo nível de tensão.[10, 12, 14, 21, 22,24]

A curva de Wöhler representada na forma $\sigma = f (\log N)$ é a mais comum e é a mais usada em engenharia.[23,24]

2.3 Corrosão

2.3.1 Conceitos de corrosão

É a deterioração das propriedades que os materiais e suas ligas sofrem, devido a reações químicas ou eletroquímicas que se processam entre eles e o meio que os envolve. A corrosão pode ser conceituada, seguindo três aspectos:

1 - Conceito termodinâmico,

2 - Conceito Químico,

3 - Conceito Eletroquímico.



Do ponto de vista termodinâmico, a corrosão é uma conseqüência da tendência natural, apresentada pela maioria dos metais e ligas, de retornarem ao estado em que foram encontrados na natureza, que o conteúdo energético era mais baixo.[10, 6]

Pelo conceito químico, a corrosão é a destruição dos metais provocada pela ação do meio no qual ele está presente. A proteção contra a corrosão química é obtida isolando-se o metal da ação do agente químico, com o auxílio de um metal inerte.[10,27,28]

Na corrosão eletrodinâmica, os elétrons cedidos por um metal percorrem um condutor até serem recebidos pelo outro metal. Este tipo de corrosão é provocada por uma corrente contínua, gerada pelo próprio sistema, chamada de corrente galvânica, ou fornecida por uma fonte externa, chamada corrosão eletrolítica. As condições necessárias para que haja a corrosão eletroquímica são quatro:

1 - Deve existir algum material que se corroa, ou seja, o ânodo;

2 - Deve existir uma causa, ou seja, o cátodo;

3 - Deve existir um meio contínuo, ou seja, o eletrólito; e

4 - Deve existir um condutor para transportar o fluxo de elétrons do ânodo para o cátodo. Este condutor normalmente , apresenta-se na forma de metal, tal como rebites e parafusos.

A eliminação de qualquer uma destas quatro condições, automaticamente cessará o processo de corrosão.[10,25,27]

cm 1 2 3 4 5 6 7 unesp 11 12 13 14 15 16 17 18

2.3.2 Tipos de corrosão.

A corrosão atmosférica é devido a ação da atmosfera a que os materiais metálicos estão expostos. Existem diferentes tipos de atmosferas, dependendo do teor de umidade, impurezas e sais contidos, resultando serem algumas bem mais corrosivos que outras. Por exemplo, uma atmosfera a beira mar é rica em cloreto de sódio, enquanto que uma atmosfera industrial é rica em óxidos de enxofre. As atmosferas podem ser agrupadas em quatro grupos principais, que são: industrial, marinha, urbana e rural.[10,26]

A corrosão galvânica é provocada com a participação de uma corrente elétrica, gerada internamente pelos próprios constituintes do sistema. Colocando-se dois metais diferentes imersos num eletrólito, surgirá uma diferença de potencial entre eles. Esses metais estando em contato ou sendo ligados eletricamente, haverá um fluxo de elétrons produzidos pela diferença de potencial que há entre eles. Nota-se que há um aumento da velocidade de corrosão do metal de maior potencial e a diminuição da velocidade de corrosão do metal de menor potencial.[10,25]

A corrosão uniforme é a forma de corrosão mais comum que consiste em um ataque que ocorre uniformemente sobre toda a superfície exposta ao meio corrosivo. Se traduz por uma diminuição da espessura do metal. É a forma de corrosão do metal que representa a maior destruição do metal com base no peso. Essa forma de corrosão não é muito problemática do ponto de vista técnico porque a vida da peça metálica pode ser prevista.[29]

A corrosão localizada processa-se em determinados pontos preferenciais de uma peça ou estrutura e pode ocorrer de diversas formas. Uma delas é a corrosão por pites, que é uma forma de corrosão muito localizada apresentando um ataque



muito intenso em áreas da ordem de mm^2. É caracterizada por apresentar a profundidade sempre maior do que o diâmetro de base, esta corrosão é muito freqüente em quase todas as ligas de alumínio e magnésio. Outra é a corrosão intergranular, que é uma forma de corrosão que, no seu início, só é detectada por intermédio de raios - X ou teste ultra - sônico, pois, esta corrosão ocorre entre os grãos da estrutura cristalina do material, provocando uma dissolução dos cristais e só é percebida por inspeção visual, após estar bem desenvolvida. É extremamente prejudicial porque diminui consideravelmente a resistência do material e, como não há um método eficiente para limitar ou determinar a perda de resistência, o material que apresentar qualquer sinal deste tipo de corrosão deve ser rejeitado. Suas principais causas são a presença de impurezas e a falta ou excesso de um ou mais elementos nesta área de contorno.[10,26,28,29]

A corrosão sob tensão é a corrosão que se obteria quando estão presentes tensões de tração (aplicadas ou residuais) e um meio corrosivo, provocando a fratura do material para tensões bem inferiores ao σ_e . Neste caso, há surgimento de trincas que propagam-se no material com altas velocidades (1 a 600 μm / h). A fratura de uma peça, sujeita à corrosão sob tensão, apresenta uma região frágil e uma região de fratura característica do material não corroído.[10,24,28,29]

A corrosão sob frestas ocorre em locais onde existem pequenas frestas, tais como soldagem mal acabada, chapas rebitadas em contato de metal com metal ou em contato de metal com não-metal (madeira, borracha, etc...). Pode ocorrer tanto com metais e ligas sujeitas a passivação como em metais não passivados. É relacionada a pequenos volumes de solução estagnantes dentro de frestas ocasionais pela ausência de renovação do eletrólito.[26,29,31,32]

unesp

Os principais danos provocados pelo hidrogênio são a formação de bolhas de hidrogênio e a fragilização pelo hidrogênio. O hidrogênio atômico é a única espécie capaz de difundir-se através do aço e outros metais sendo que H_2 não difunde. A formação de bolhas de hidrogênio dá-se através da difusão de "H" em um vazio, defeito comum em aços, lá eles se combinam na forma molecular H_2 . Como o H_2 não difunde, a concentração e pressão de H_2 dentro dos vazios aumenta. Esta pressão pode chegar a algumas centenas de atmosferas, suficiente para romper qualquer material. A fragilização pelo hidrogênio ocorre através de penetração de hidrogênio atômico na estrutura metálica, formando hidretos frágeis ou reagindo com as discordâncias dificultando seu movimento quando o metal for tensionado.[10,28,29,31]

2.3.3 Prevenção contra a corrosão em geral.

Os métodos usuais para proteção contra a corrosão são as coberturas metálicas, coberturas orgânicas, coberturas inorgânicas, inibidores, proteção catódica e medidas preventivas de projeto.[10,30,31]

As coberturas metálicas consistem em recobrir a peça a ser protegida com uma camada de metal. Esta cobertura pode ser feita de diversas maneiras: banho fundido, eletrodeposição, spray ou redução química.[10,34]

As coberturas orgânicas constituem o extenso grupo das tintas, sendo cada uma adequada para uma dada finalidade. A seleção da tinta deve ser feita com cuidado, em função do objeto desejado, como por exemplo, preço, durabilidade, etc. Quanto mais impermeável for a tinta ao oxigênio e a umidade, tanto mais protetora ela



será. Não existe tinta que seja completamente impermeável, mas a aplicação de várias camadas, faz com que a porosidade diminua.

As coberturas inorgânicas são formadas por esmaltes, cimentos e coberturas químicas. Os esmaltes vitrificáveis são vidros com composição adequada, apresentam boa resistência à ação de ácidos, ao calor e grande impermeabilidade ao oxigênio e líquidos, mas são sensíveis ao choque mecânico. Os cimentos propiciam cobertura de baixo preço, fácil aplicação e boa uniformidade, mas também são bastante sensíveis ao choque mecânico. Entre as numerosas camadas químicas possíveis, podem-se citar a anodização, que é a formação de óxido no alumínio e a fosfatização que é uma cobertura a base de fosfato.[10,32]

Inibidores são substâncias que, estando presentes em pequena escala, reduzem eficientemente a velocidade de corrosão e eles podem ser classificados em apassivadores, orgânicos e gasosos. Os apassivadores são, em geral, substâncias inorgânicas oxidantes, tais como nitretos, cromatos que apassivam o metal, deslocando-o na direção mais nobre, mas é importante que eles sejam adicionados acima de um certo teor, pois abaixo eles agem como despolarizadores, aumentando a corrosão em vez de diminuí-la. Os orgânicos devem possuir na molécula um grupo polar que forme com a superfície do metal uma camada monomolecular, que impede a formação dos átomos de hidrogênio. Os gasosos são utilizados para proteger peças importantes de máquinas contra a oxidação atmosférica.[10,32]

Na proteção catódica são igualados os potenciais de área anódicas e catódicas, desaparecendo as células de corrosão. É realizado com o auxílio de uma fonte de corrente contínua e um eletrodo auxiliar, que poderá ser de grafita ou de ferro, localizado

próximo à estrutura a ser protegida. O pólo positivo da fonte é ligado ao eletrodo auxiliar, enquanto que o polo negativo é ligado na estrutura. Se no lugar do uso de um ânodo de grafita e uma tensão imposta, for utilizado um metal mais ativo que o metal a proteger, circulará uma corrente como no caso anterior, e que também protegerá a estrutura. O ânodo nestas condições será consumido lentamente com o tempo. Tais ânodos são conhecidos como ânodo de superfície.

As medidas preventivas de um projeto de uma dada estrutura ou elemento de máquina que visem o controle ou a diminuição da corrosão, ao longo de sua vida útil, devem ser considerados aspectos como a seleção de materiais, compatibilidade de materiais, variações de condições ambientais, geometria dos componentes, fatores mecânicos, acabamento superficial, sistemas protetores, facilidade de manutenção e economia.[10,29,32,34]

2.4 Desgaste de Materiais.

Provavelmente o trabalho com materiais é a ocupação tecnológica mais antiga conhecida pelo homem, a mais de 7000 anos atrás foram forjados e moldados metais nativos para uma série de utilidades domésticas. Porém, fundamentação teórica para uma aproximação mais sistemática de desgaste dos materiais em contato um ao outro não esteve disponível durante um tempo considerável. As leis fundamentais de atrito, reconhecidas por Leonardo da Vinci somente em 1508, foram redescobertas por Amontons em 1699. Desde então, o conceito de um coeficiente de atrito foi adotado, mas quase um século passou antes de Coulomb ter desenvolvido a teoria que postulava que aquele atrito estava presente devido a aspereza de superfície e adesão. Depois, ao término do século

cm 1 2 3 4 5 6 7 unesp 11 12 13 14 15 16 17 18

XIX, os princípios da teoria hidrodinâmica de lubrificação foram sendo desenvolvidos por vários cientistas. O aspecto principal destas pesquisas, de 1919 a 1933, era enfocado no limite de lubrificação e resistência ao desgaste que pode exercer um papel importante na confecção de novos materias para ser trabalhado.[35]

O desgaste de componentes e equipamentos é um dos maiores fatores de depreciação em um grande número de atividades industriais importantes, agrícolas e outras economicamente importantes. Além de representar uma fonte de despesas com manutenção, que também influi nos custos indiretos de produção.[36]

2.4.1 Conceitos de desgaste

O estudo de desgaste nos materiais esta vinculado à Tribologia cujo significado, usualmente aceito pela ASME, é referido à ciência que estuda as superfícies interagindo em movimento relativo e suas relações microestruturais.[35]

Os conceitos de desgaste que são aceitos largamente pela ASME seguem abaixo:

- desgaste é o dano de uma superfície sólida, geralmente envolvendo perda progressiva de material, devido ao movimento relativo entre aquela superfície e uma substância ou substâncias em contato com ela.

- desgaste é a perda progressiva de substância da superfície operacional de um corpo que acontece como resultado de movimento relativo à superfície.

unesp

Observe que a primeira definição não excluiria necessariamente o desgaste, no qual o material de superfície pode ser deslocado mas não removido. No entanto a segunda definição exige remover substância para ser considerado desgaste. Às vezes o dano de superfícies pode não envolver remoção de material.[37]

2.4.2 Parâmetros que influenciam o desgaste

Uma variedade de parâmetros influenciam nos mecanismos de desgaste, sendo que os principais parâmetros são:

- parâmetro de material: composição, tamanho de grão, modulo de elasticidade, condutividade térmica, dureza, etc.

- parâmetros de projetos: forma, carregamento, tipo de movimento, aspereza, vibração , número de ciclos, etc.

- parâmetros de meio-ambiente: temperatura, contaminação, umidade, atmosfera, etc.

- prâmetros de lubrificação: tipo de lubrificante, estabilidade de lubrificante, tipo de fluido, lubrificação, etc.

- presença ou ausência de desgaste interno.

Estes parâmetros são aplicados a ambos os membros de contato de desgaste.

cm 1 2 3 4 5 6 7 unesp 11 12 13 14 15 16 17 18

Carbetos cementados, melhor conhecidos pela superior resistência ao desgaste, tem um alcance de uso industrial mais diverso de que qualquer outro produto da metalurgia do pó. Usos comuns incluem ferramentas de corte, ferramentas para mineiros e componentes resistentes ao desgaste. Todas estas aplicações têm uma propriedade física exigida em comum: a habilidade para resistir a desgaste. A variedade de mecanismos de desgaste encontrada em serviço requer o uso de vários carbetos com composições químicas e propriedades metalurgicas diferentes.

São colocados em ênfase o carbeto de tungstênio-cobalto (WC-Co), carbeto de tungstênio-níquel (WC-Ni), carbeto de tântalo (TaC), carbeto de titânio (TiC), carbeto de nióbio (NiC) e carbeto de cromo (CrC), materiais quando usados em aplicações que não precisam ser usinadas. [38]

2.4.3 Tipos de desgaste

Os principais tipos de desgaste podem ser enumerados como a seguir:

i - desgaste abrasivo;

ii - desgaste adesivo;

iii - desgaste erosivo;

O desgaste abrasivo, ou abrasão, foi definido, pela OECD (Organization for Economic Cooperation and Development, da CEE) em 1969, como sendo a perda de matéria devido ao movimento relativo de duas superfícies e decorrente da ação de asperidades duras emduas superfícies, ou partículas abrasivas livres entre duas



superfícies, ou ainda partículas abrasivas engastadas em uma das superfícies. A maioria das informações são relacionadas a abrasão de um e de dois corpos, por este aspecto recebeu o maior esforço de pesquisa. Porém, é provável que as características gerais sejam igualmente aplicáveis a abrasão de vários corpos.[39]

Conforme definição da ASTM, o desgaste abrasivo é ocasionado pela presença de partículas duras ou protuberâncias duras que são forçadas contra o movimento de remoção das superfícies sólidas. O desgaste presente nas superfícies sólidas, geralmente envolve perda progressiva de material devido a movimento relativo entre aquela superfície e uma substância em contato ou substâncias. O custo de abrasão é alto e foi calculado como variando de no mínimo 4% do produto nacional bruto de uma nação industrializada. O efeito de abrasão é particularmente evidente nas áreas industriais, de agricultura, processamento de materiais, mineral e essencialmente onde quer que haja sujeira.[38]

Na prática industrial corrente tem-se adotado uma classificação tecnológica, que diferencia três categorias distintas de desgaste abrasivo, de acordo com as tensões envolvidas:

- abrasão por riscamento ou a baixas tensões;

- abrasão por moagem ou a altas tensões;

- abrasão por goivagem ou sulcamento.

Na abrasão por riscamento ou a baixas tensões a superfície desgastada é riscada pelo material abrasivop que, ao penetrar na superfície, promove a remoção de material. Neste caso as tensões impostas sobre as partículas abrasivas são inferiores à tensão necessária para a fragmentação extensiva do abrasivo.

Na abrasão por moagem ou a altas tensões o material abrasivo é fragmentado durante o contato abrasivo com a superfície desgastada. As tensões envolvidas, além de suuperiores à tensão de fragmentação do abrasivo, promovem maior penetração do abrasivo na superfície, maior deformação plástica das fases dúteis e fratura das fases frágeis presentes no material.

Na abrasão por goivagem ou sulcamento envolve a ação de materiais abrasivos geralmente com dimensões grosseiras, sob condições de altas tensões e envolvendo impacto. Estes fatores propiciam a penetração mais profunda do abrasivo na superfície desgastada, com a formação de sulcos profundos.[40]

Outra forma de classificação do desgaste abrasivo tem sido também a subdivisão em dois grupos:

- abrasão a dois corpos;

- abrasão a três corpos.

Quando uma ou mais partículas duras são atritadas contra uma superfície, sulcando-a ou escavando-a devido à força normal aplicada, tem-se o desgaste abrasivo chamado de abrasão a dois corpos. Por outro lado, quando partículas duras sào aprisionadas entre duas superfícies que deslizam entre si, pode ocorrer o chamado desgaste abrasivo a três corpos. Tanto o desgaste de dois corpos como o de trrês corpos são de grande interesse, desde que ocorram com igual freqüência na prática.[40]

O segundo tipo de desgaste mais importante é o adesivo. O desgaste adesivo caracteriza-se pela formação de junções entre os corpos em contato, havendo o rompimento subsequente dessas junções pelo movimento relativo das duas superfícies.



Quando a adesão é suficiente forte, partículas são removidas do material mais macio. Caso os corpos sejam constituídos do mesmo material, partículas serão removidas de ambos. O desgaste adesivo é típico no caso de metais, embora nào seja, em geral, tão destrutivo como o abrasivo.[38,40]

O desgaste é dito erosivo quando um corpo é desgastado pelas interações mecânicas com um fluído, fluído multicomponente ou impacto de partículas sólidas ou líquidas. Vários são os fatores que infuênciam diretamente a erosão na literatura especializada, dentre estes, destacam-se: alta taxa de velocidade, relação de dureza da partícula, a ser jateada sobre o material, em relação ao material a ser eroído, ângulo de jateamento e duração de jateamento.[38]

Uma clara distinção entre erosão e abrasão é que na erosão a força exercida pelas partículas sobre o material é devida à sua desaceleração enquanto na abrasão esta força é aplicada externamente e aproximadamente constante. Uma clara distinção entre ambas é difícil em alguns casos, particularmente para uma distribuição muito densa de partículas em um meio líquido ou gasoso, nos quais um conjunto de partículas podem se aglutinar e deslizar sobre a superfície, podendo ser calssificados como abrasão. Na literatura sobre erosão os materiais são geralmente classificados como ductéis ou frágeis, baseados na dependendência de sua taxa de erosão sobre o ângulo de incidência. Materiais dúcteis, como os metais puros, tem uma máxima taxa de erosão, E, para baixos ângulos de incidência (tipicamente 15 a 30 graus), enquanto para materiais frágeis, como as cerâmicas, o máximo é a, ou próximo de, 90 graus.



2.5 O Sistema HVOF de Alta Pressão da Hobart/TAFA

O sistema Hobart/Tafa Technologies JP-5000 é um projeto eficiente para produzir revestimentos a partir de sistemas hipersônicos de alta pressão (HVOF/HP). Os benefícios do revestimento incluem:

- alta e controlável densidade de revestimento;

- alta e controlável dureza de revestimento;

- alta taxa de aderência (o adesivo de teste falha antes do revestimento);

- espessura de revestimento excede a 1/2"(12,7mm);

- pouca rugosidade no acabamento jateado.

Em adição à qualidade notável do revestimento o JP-5000 fornece taxas de jateamento quatro vezes mais altas do que os sistemas HVOF típicos. Este aumento na taxa de jateamento e produtividade coloca o sistema JP-5000 HVOF/HP em uma nova categoria de equipamento: sistema hipersônico de alta pressão.[41,42]

2.5.1 A qualidade do revestimento

Nada é mais importante em um sistema HVOF do que a qualidade do revestimento que ele produz. O JP-5000 foi desenvolvido e aprimorado para produzir a melhor qualidade de revestimento. Uma regra básica para a qualidade do revestimento é: alta pressão de combustão, alta velocidade do gás, alta velocidade de partícula e alta qualidade de revestimento. O JP-5000 é a eficiente nessa regra, ele tem a maior pressão de



combustão, de forma que fornece revestimento da mais alta qualidade. O benefício das altas velocidades das partículas geradas pelo JP-5000 é a densidade de revestimento extremamente alta e baixo conteúdo de óxido. Conteúdo baixo de óxido é simplesmente por causa da partícula ter menos tempo na atmosfera para se oxidar. A alta velocidade também compacta as partículas mais firmemente, reduzindo a porosidade e criando um revestimento mais denso. Isso é especialmente benéfico nas aplicações de resistência a corrosão onde uma barreira densa é necessária e quanto ao polimento a alta densidade do revestimento produz um acabamento mais fino.

O mais significativo exemplo das propriedades de um revestimento do JP-5000 é o fato de os revestimentos excedem 1/2" de espessura enquanto mantém altas taxas de aderência e densidade. Isso é porque a excepcional alta velocidade das partículas do JP-5000 produz revestimentos em compressão, comparado com outros sistemas HVOF que produzem revestimentos em tração, pois a literatura afirma que tensões residuais de compressão elevam a vida em fadiga. Revestimentos produzidos em tração,também, começam a falhar com espessuras tão finas quanto 0,040" (1mm).[41,43]

Um dos fatores importantes na qualidade do revestimento do JP-5000 é a consistência do aquecimento do pó quando ele deixa a pistola. O projeto radial de injeção de pó do JP-5000 aquece o pó uniformemente. Testes de laboratórios tem mostrado que os revestimentos de WC-Co (carbeto de tungstênio/cobalto) e CrC-NiCr (carbeto de cromo/níquel-cromo) produzidos através do JP-5000 tem resistência superior ao desgaste, chegando, em alguns casos, 1/3 do desgaste de outros HVOF e pistolas de detonação. Outros processos não foram capazes de igualar esta única propriedade. Esta consistência também melhora a resistência de ligação e a qualidade do revestimento em geral.[41,44,45]

unesp

2.5.2 Segurança e economia da operação

O JP-5000 funciona com querosene ou equivalente. Geralmente, para máxima performance, outros sistemas HVOF usam hidrogênio, um gás potencialmente muito perigoso. O JP-5000 fornece desempenho máximo sem recorrer ao manuseio de gases perigosos e caros. Considerando o fato de que o querosene é seguro o bastante para ser usado no aquecimento de milhões de casas. O JP-5000 é uma escolha muito segura para revestimentos a partir de HVOF/HP.

Uma vantagem a mais para o JP-5000 é a economia de operação. Os custos de combustíveis são muito mais baixos, uma vez que o querosene está disponível por muito menos do que o propileno ou hidrogênio. Na realidade, cálculos mostraram que o custo típico por libra de material depositado é de $1.20 para o JP-5000, contra $14.20 para os sistemas usando hidrogênio.

A taxa de jateamento do JP-5000 é tipicamente 25 libras/h (9Kg/h), assim se coloca mais revestimento em menos tempo. A taxa de deposição de 2,5 mils/passe (0,05mm/passe) para construir a sua cobertura é tipicamente uma taxa de cinco vezes àquelas de outros sistemas HVOF. Isso ajuda girar as peças mais rapidamente com menos trabalho e desperdício.

O HVOF/HP JP-5000 produz dureza superior, o que demonstra a habilidade de controlar suas propriedades.[41,45]



2.5.3 A pistola do sistema HVOF/HP

A pistola do sistema HVOF/HP é a parte mais importante do sistema. Extensos esforços de engenharia foram ao encontro do desenvolvimento e teste desta unidade. O resultado é um único projeto que produz revestimentos significantemente melhores. O centro do projeto está na sua injeção radial do pó. O pó é injetado logo após o bico de combustão. A injeção de pó na sua área de mais baixa pressão promove uma melhor mistura de pó, mais aquecimento, menos oxidação e mais uniforme e maior velocidade das partículas. O impacto das partículas com uma energia cinética maior e uma temperatura mais baixa e mais consistente, comparado com outras pistolas de HVOF. O projeto de câmara combustão do JP-5000 gera uma de pressão de combustão excepcionalmente alta de mais de 120 PSIG (10 bar) contra 30-60 PSIG (2-4 bars) em outros HVOFs e velocidade do gás superior a 7.200 fp/s (2.190 m/s) para JP-5000 contra. 4.800 - 5.900 fp/s (1.460 - 1.800 m/s). Isto traduz em revestimento de maior dureza e melhor integridade do revestimento. Esta característica de projeto permite pós com maiores tamanhos de partícula a ser usada. Em muitos casos isso pode reduzir o custo do pó quando comparado com os sistemas que exigem tamanhos menores de partículas. Um dos benefícios no uso de partículas de tamanho maior é que as partículas maiores, em conjunto, tem menos área de superfície, um fato que reduz a oxidação e a presença de óxidos no revestimento. Apesar de serem partículas maiores, as partículas não dissolvidas no revestimento são virtualmente eliminadas por causa do aquecimento uniforme da partícula no cano e a alta velocidade na qual o revestimento impacto o substrato. A eficiente refrigeração a água permite operação por extensos períodos, aumentando a vida útil. Diferentemente de alguns HVOF a temperatura da água de refrigeração não é um fator crítico na qualidade do revestimento.[41,46]



Combustível e oxigênio se misturam e se atomizam após passarem pelos orifícios para dentro da câmara de combustão, em consequência disso cria uma combustão estável, limpa e uniforme. A pressão da câmara de combustão da pistola é monitorada para assegurar a combustão apropriada e pressão constante. A velocidade da partícula está diretamente relacionada à pressão da câmara. A única extremidade divergente/convergente de saída da câmara de combustão é dimensionada para criar um jato supersônico que mantenha uma área de baixa pressão onde o pó é radialmente injetado pelos múltiplos orifícios. O JP-5000 usa um sistema de cano radial de injeção de pó ao contrário de outros sistemas axiais dos HVOFs. A injeção radial tem vários benefícios, como a menor pressão de alimentação de pó exigida, pois o pó é injetado para uma área de baixa pressão criada pelas extremidades convergentes/divergentes. A velocidade e temperatura do pó estão melhor distribuídas através do jato. Uma vez injetado, o pó se mistura com o gás e é acelerado próximo da velocidade máxima quando ela deixa o cano e é conduzida a uma velocidade constante até o impacto com o substrato.[41,46]

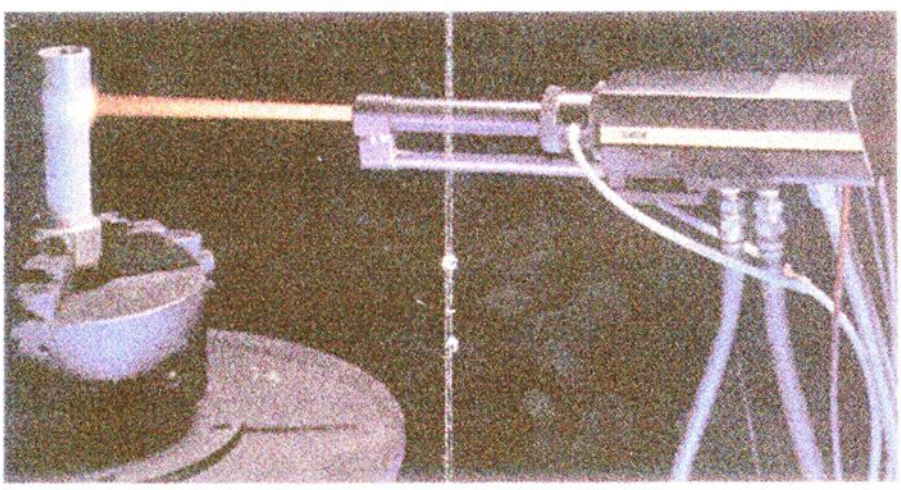


Figura 2.9 - A pistola do sistema JP-5000 HVOF/HP.[41]

A saída convergente/divergente no JP-5000 é projetada para produzir fluxos padrões que assistem na distribuição do pó e produz um perfil de velocidade de partícula quase uniforme próximo a saída da pistola.[41]

O resultado da extremidade convergente/divergente no JP-5000 é um revestimento mais consistente. A deposição consistente do revestimento significa menos exigência de pulverização para atingir uma espessura específica e menos polimento é exigido para acabamento final.[41,46,47]

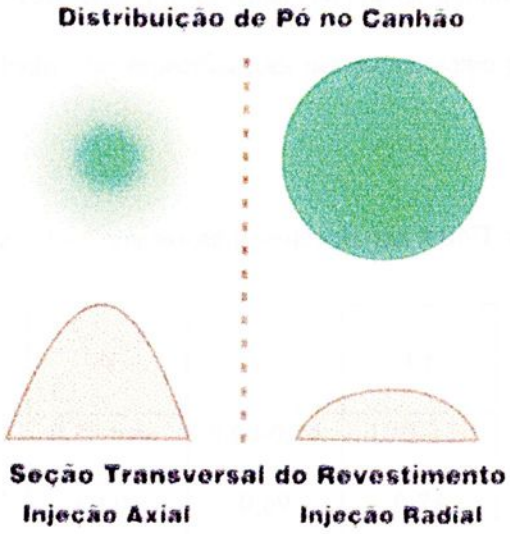


Figura 2.10 – Ditribuição do pó no canhão da pistola.[41]

3 MATERIAL E MÉTODO

3.1 Material

O material, objeto deste estudo, é o aço ABNT 4340, de uso aeronáutico, que é um aço de baixa liga com elevadas propriedades mecânicas e boas características em fadiga.

Todo o aço utilizado na confecção dos diversos corpos de prova foi cedido pela EDE-EMBRAER, onde foi realizada sua análise química, comprovando que o material encontrava-se dentro das especificações desejadas, como pode ser observada na tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Composição química do aço ABNT 4340

Elemento de liga %	C	S	Mn	Cr	Ni	Mo
Especificado	0,38-0,43	0,25 máx.	0,60-0,80	0,70-0,90	1,65-2,00	0,20-0,30
Encontrado no Material	0,39	<0,01	0,69	0,74	1,70	0,23

A partir do material recebido, foram confeccionados 109 corpos de prova, destes sendo 4 para o ensaio de tração, 4 para o ensaio de impacto, 6 para o ensaio de corrosão, 6 para o ensaio de resistência à abrasão, 44 para o ensaio de fadiga por flexão rotativa e 45 para o ensaio de fadiga por tração-tração.

unesp

Os corpos de prova de tração e impacto foram usinados na EDE-EMBRAER, de acordo com as dimensões da figura 3.1 e 3.2, obedecendo os critérios estabelecidos nas normas para tração, ASTM-E-8 e para impacto, ASTM-E-23.

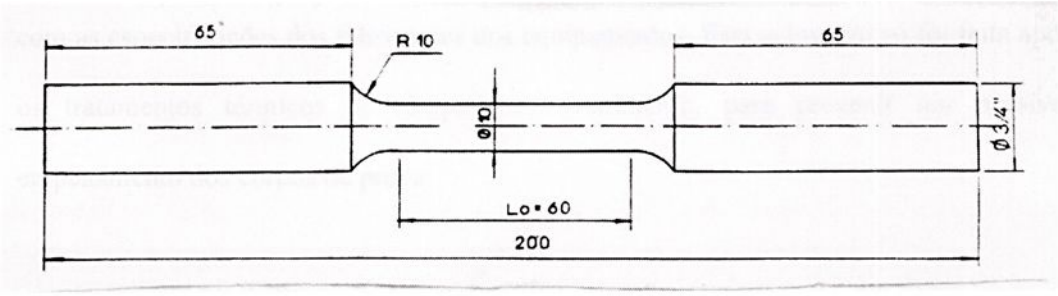


Figura 3.1 - Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração.

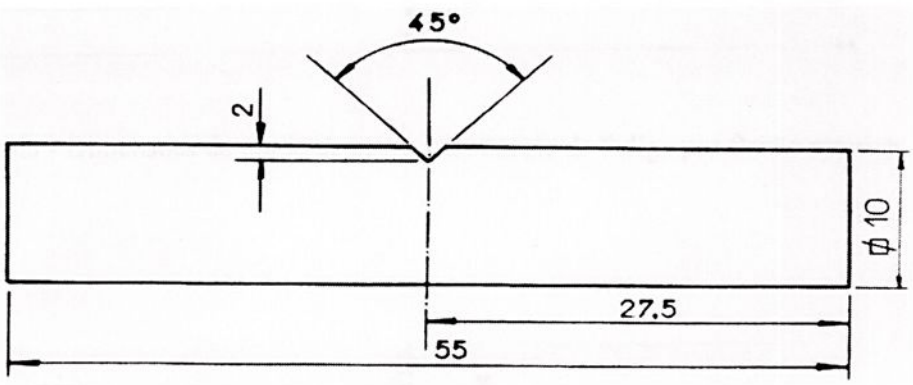


Figura 3.2 - Dimensões do corpo de prova para ensaio de impacto.

As barras, das quais foram retirados o material para a usinagem dos corpos de prova para o ensaio de fadiga, tinham um comprimento de 2m e diâmetro de 19 mm. Destas barras foram tirados pré-usinados para corpos de prova de fadiga por

flexão rotativa com 13 mm de diâmetro e 160 mm de comprimento, e de fadiga por tração-tração com 8 mm de diâmetro e 33 mm de comprimento, feitos na FEG/UNESP. Os corpos de prova finais de fadiga foram subseqüentemente usinados em tornos CNC pela EDE-EMBRAER, de acordo com a figura 3.3, para ensaio de fadiga por flexão rotativa e com a figura 3.4, para ensaio de fadiga por tração-tração e que estão de acordo com as especificações dos fabricantes dos equipamentos. Esta usinagem só foi feita após os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, para prevenir um possível empenamento dos corpos de prova.

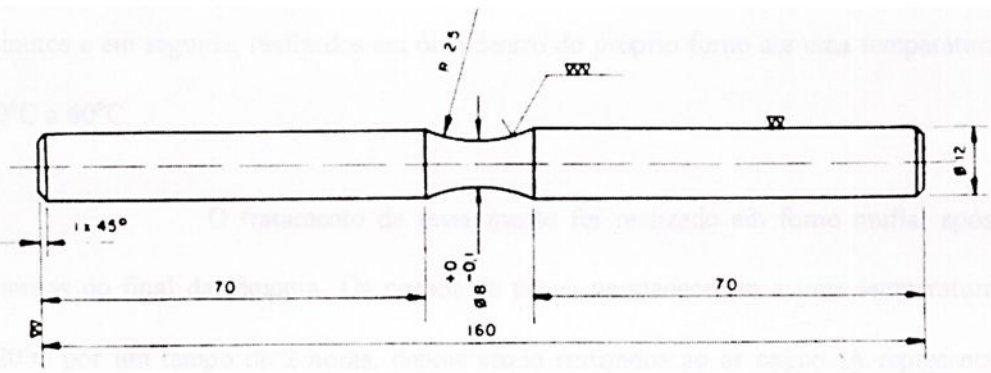


Figura 3.3 - Dimensões do corpo de prova para ensaio de fadiga por flexão rotativa.

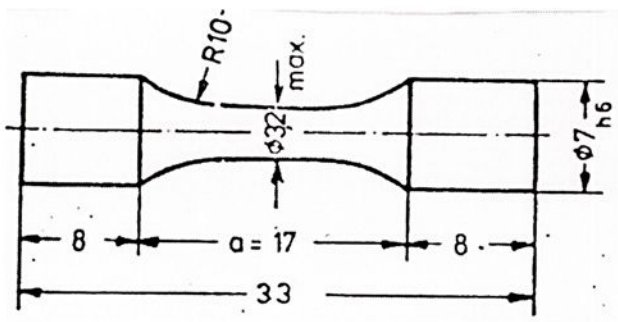


Figura 3.4 - Dimensões do corpo de prova para ensaio de fadiga por tração-tração.

Foram realizados na EDE-EMBRAER os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, para que os corpos de prova adquirissem uma dureza da ordem de 38 a 42 HRc. A dureza inicial do material como fornecido era igual a 20 HRc.

A têmpera foi realizada num forno de atmosfera controlada a uma temperatura em torno de 815°C, permanecendo os corpos de prova por um tempo de 45 minutos e em seguida, resfriados em óleo dentro do próprio forno até uma temperatura de 20°C a 60°C.

O tratamento de revenimento foi realizado em forno mufla, após 30 minutos do final da têmpera. Os corpos de prova permaneceram a uma temperatura de 520°C por um tempo de 2 horas, depois sendo resfriados ao ar calmo. A representação esquemática do tratamento térmico está indicada na figura 3.5.

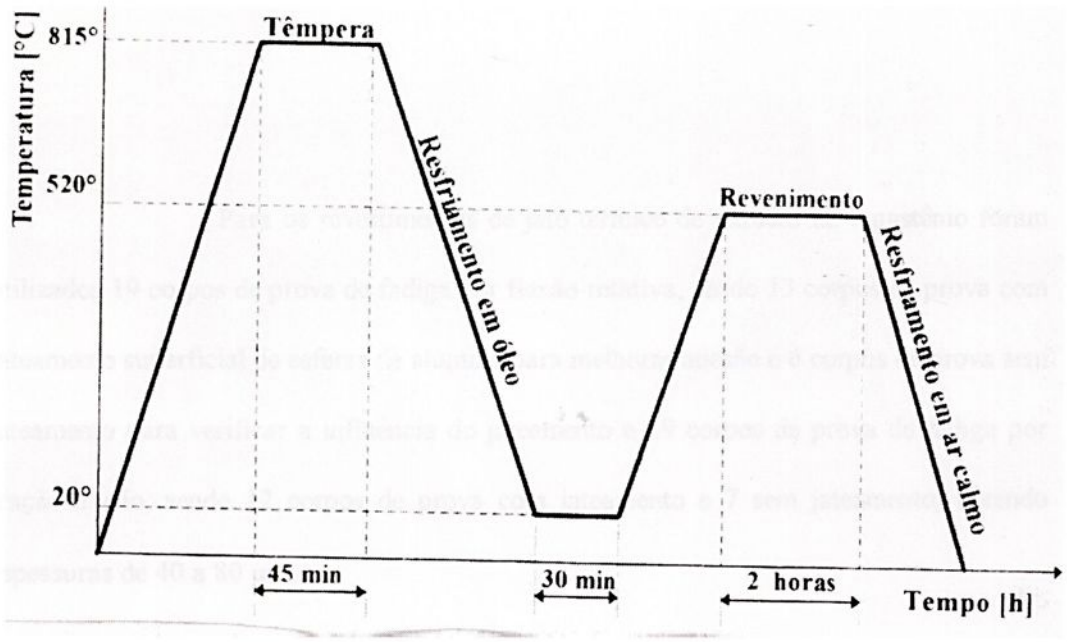


Figura 3.5 - Representação esquemática dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento.

Após a usinagem final dos corpos de prova de fadiga por flexão rotativa e tração-tração, foi realizado um tratamento térmico de alívio de tensões a 190ºC por 4 horas, segundo a norma EMBRAER NE 40-044, indicado para peças endurecidas por têmpera, de modo a reduzir tensões induzidas devido a operações de usinagem e também preparar a peça para as operações de eletrodeposição e jato térmico.

Para a eletrodeposição de cromo duro foram utilizados 13 corpos de prova de fadiga por flexão rotativa e 14 corpos de prova de fadiga por tração-tração, obtendo uma espessura em torno de 250 μm e desidrogenado por 23 horas a 190ºC.

Para os revestimentos de jato térmico de carbeto de tungstênio foram utilizados 19 corpos de prova de fadiga por flexão rotativa, sendo 13 corpos de prova com jateamento superficial de esferas de alumina para melhorar adesão e 6 corpos de prova sem jateamento para verificar a influência do jateamento e 19 corpos de prova de fadiga por tração-tração, sendo 12 corpos de prova com jateamento e 7 sem jateamento, obtendo espessuras de 40 a 80 μm.

Os corpos de prova para o ensaio de corrosão foram confeccionados do aço ABNT 4340, chapa recozida, de 4mm de espessura e 120mm de lado, de acordo com a norma ASTM-B-117. Depois foram revestidos com carbeto de tungstênio, obtendo espessuras de 80 a 100 μm, retificada com acabamento superficial de 8 a 12 RMS, conforme a figura 3.6.

Os corpos de prova para o ensaio de resistência à abrasão foram confeccionados do aço ABNT 4340, chapa recozida, de 4mm de espessura e 100mm de diâmetro, de acordo com a norma FED-STD-141C. Depois foram revestidos com carbeto de tungstênio, obtendo espessuras de 80 a 100 μm, retificada com acabamento superficial de 8 a 12 RMS, conforme a figura 3.7.



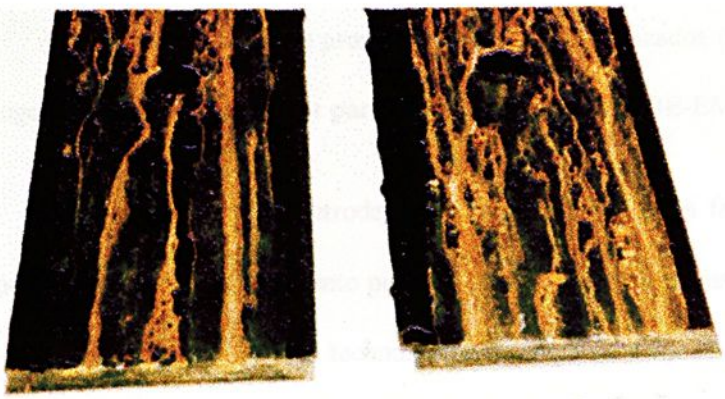


Figura 3.6 - Fotografia mostrando o corpo de prova para o ensaio de corrosão.

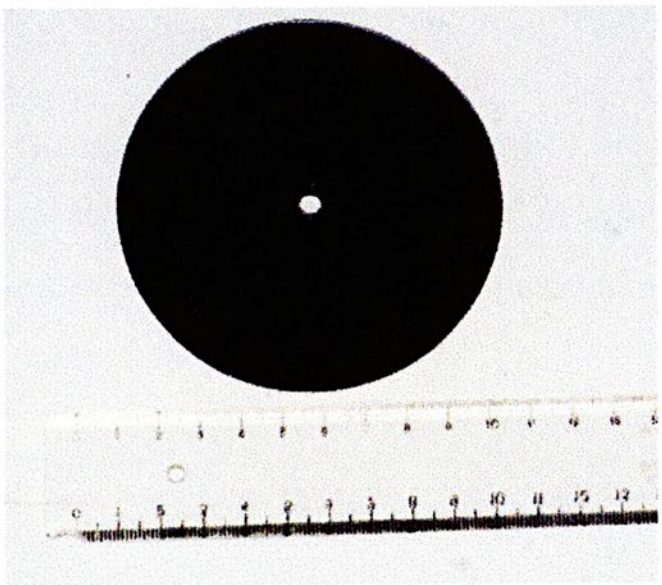


Figura 3.7 - Fotografia mostrando o corpo de prova para o ensaio de resistência à abrasão.

Em todos os corpos de prova de fadiga foram realizados uma inspeção dimensional e, logo após, uma inspeção por partículas magnéticas na EDE-EMBRAER.

Todo o processo de eletrodeposição de cromo duro foi feito na EDE-EMBRAER. Todo o processo de revestimento por jato térmico através do sistema HVOF-HP, modelo JP-5000 da HOBART-TAFA technologies, foi feito na empresa CELMA de Petrópolis-RJ e o pó de carbeto de tungstênio utilizado foi o da TAFA 1341P com 12% de cobalto .

3.2 Método

3.2.1 Ensaios mecânicos básicos

Foram realizados na EDE-EMBRAER os ensaios de tração, impacto e dureza, de acordo com as normas ASTM-E-8, ASTM-E-23 e ASTM-E-18 respectivamente, para caracterizar as propriedades mecânicas do material. Estes ensaios tem a finalidade de verificar se nos parâmetros encontrados as propriedades mecânicas obtidas após o tratamento térmico de têmpera e revenimento estão de acordo com as condições de projeto do trem de pouso.

3.2.2 Ensaios de corrosão e resistência à abrasão

Os corpos de prova revestidos com carbeto de tungstênio foram expostos a névoa de sal de acordo com a norma ASTM-B-117. Alguns foram testados com um selante de porosidade Loctite 290 para melhor resistir ao ensaio de corrosão. O exame foi conduzido pela presença de fendas e corrosões gerais.

Os corpos de prova revestidos com carbeto de tungstênio foram testados em "taber abraser" de acordo com a norma FED-STD-141C. O exame foi conduzido em termos de números de ciclos por quantidade de massa do material retirado, em miligramas.

cm 1 2 3 4 5 6 7 unesp 11 12 13 14 15 16 17 18

3.2.3 Ensaios de fadiga

O ensaio de fadiga por flexão rotativa foi realizado na FEG/UNESP e o equipamento utilizado foi a máquina de ensaios de fadiga por flexão rotativa modelo UBM 520/86/9 da Veb Werkstoffpruffmaschinen Leipzig, conforme a figura 3.8. A rotação de ensaio foi de 3.000 rpm e a razão de tensão foi de R = -1 até a fratura ou 10^7 ciclos, estando de acordo com os parâmetros recomendados pelo fabricante e o modo de carregamento do corpo de prova está representado na figura 3.9.

Para se chegar na carga a ser aplicada na máquina, são feitas as seguintes considerações:

Momento de flexão:

$$Mf = F'.l = (F-I).10 \text{ [N.cm]}$$

onde:

I = limite de erro da máquina de fadiga;

l = 10 cm (característica da máquina de fadiga)

Tensão de flexão máxima:

$$\sigma_f = (M_{máx} / W).(d / 2) = (M_f . 64 / \pi . d^4).(d / 2)$$

$$\sigma_f = (M_f . 32 / \pi . d^3) = 101{,}86 . (F-I) / d^3 \text{ [N / cm}^2 \text{]}$$

Carga a ajustar:

$F = (\sigma_f \cdot d^3 / 101,86) + I$ [N]

onde:

σ_f = N / cm^2 (% da tensão de escoamento);

I = 14,6 N (característica do equipamento);

d = 0,8 cm (corpo de prova conforme figura 3.3).

Portanto:

$F = \{ \sigma_f \cdot (0,8)^3 / 101,86 \} + 14,6$ [N]

$F = 0,005 \cdot \sigma_{máx} + 14,6$ [N]



Figura 3.8 - Fotografia mostrando a máquina de ensaios de fadiga por flexão rotativa.

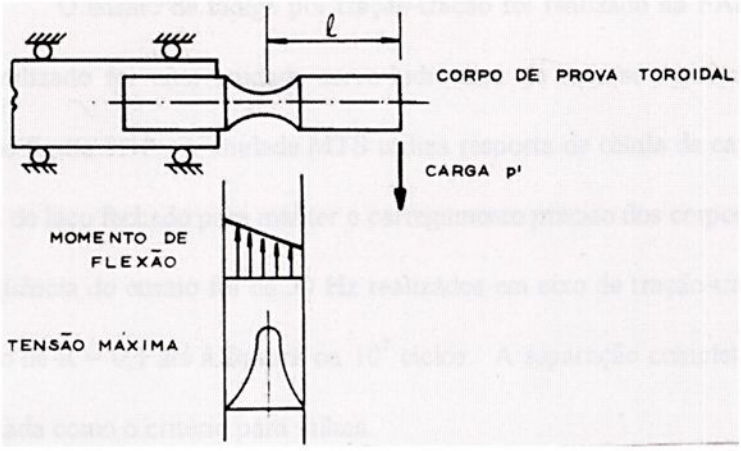


Figura 3.9 - Forma de carregamento do corpo de prova de fadiga por flexão rotativa.

O equipamento para realização dos ensaios de fadiga por flexão rotativa é dotado de 4 cabeçotes. Adotou-se que seria mantido sempre o mesmo cabeçote para um mesmo valor de carga para as 4 condições a que foram submetidos os 43 corpos de prova de fadiga por flexão rotativa.

Os corpos de prova de fadiga por flexão rotativa, foram ensaiados na seguinte seqüência:

1. corpos de prova do material base

2. corpos de prova do material base com carbeto de tungstênio com jateamento

3. corpos de prova do material base com carbeto de tungstênio sem jateamento

4. corpos de prova do material base com cromo duro

O ensaio de fadiga por tração-tração foi realizado na FAENQUIL e o equipamento utilizado foi uma unidade servo-hidráulica de ensaios mecânicos da série MTS, conforme figura 3.10. A unidade MTS utiliza resposta de célula de carga dinâmica em um sistema de laço fechado para manter o carregamento preciso dos corpos de prova de fadiga. A freqüência do ensaio foi de 50 Hz realizados em eixo de tração-tração em uma razão de tensão de R = 0,1 até a fratura ou 10^7 ciclos. A separação completa dos corpos de prova foi usada como o critério para falhas.

Para se chegar na carga a ser aplicada na máquina, são feitos os seguintes cálculos:

- Carga a ajustar:

$$F_{máx} = \%\sigma_e \, . \, A_c \, [\, N \,]$$

onde:

$F_{máx}$ = carga máxima a ser ajustada

$\%\sigma_e$ = % do limite de escoamento

A_c = área da secção transversal do corpo de prova



Figura 3.10 - Fotografia mostrando a unidade servo-hidráulica da série MTS.

Os 45 corpos de prova de fadiga por tração-tração foram ensaiados na seguinte seqüência:

1. Corpos de prova do material base

2. Corpos de prova do material base com carbeto de tungstênio com jateamento

3. Corpos de prova do material base com carbeto de tungstênio sem jateamento

4. Corpos de prova do material base com cromo duro

3.2.4 Análise de falhas e metalografia

Todas os corpos de prova foram examinados por morfologia da superfície de fratura geral e localização das origens da fadiga com um microscópio eletrônico de varredura.

Nos corpos de prova fraturados por fadiga foram feitos exames metalográficos com microscópio óptico. Foram realizadas uma série de fotografias mostrando a superfície de fratura tiradas com o auxílio de um microscópio eletrônico de varredura e a superfície lisa, após lixamento e polimento da superfície de fratura, com ataque e sem ataque tiradas com o auxílio de um microscópio óptico, com o objetivo de analisar os seguintes aspectos:

1. homogeneidade da interface da camada de revestimento;
2. espessura da camada de revestimento;
3. microestrutura típica (possível efeito de aquecimento);
4. nível de porosidade (possíveis trincas);
5. inclusões devido ao jateamento (antes da aplicação do revestimento);
6. pontos prováveis de nucleação das trincas por fadiga.

unesp

4 RESULTADO

4.1 Ensaios Mecânicos Básicos

Os valores médios encontrados dos ensaios mecânicos básicos de tração, impacto e dureza foram os seguintes:

Limite de escoamento	σ_e = 1118 MPa
Tensão de ruptura	σ_r = 1210 MPa
Alongamento percentual específico (em 50mm)	A_e = 15,4 %
Estricção	z = 14,9 %
Energia absorvida	EA = 33 J
Enegia absorvida por unidade de área	RI = 66 J/cm^2
Dureza	39 HRc

Com os parâmetros encontrados, verifica-se que as propriedades mecânicas obtidas após o tratamento térmico de têmpera e revenimento satisfazem os requisitos de projeto.

4.2 Ensaios de Fadiga

Os resultados obtidos nos ensaios de fadiga por flexão rotativa estão apresentados nas tabelas de 4.1 a 4.4. Os resultados obtidos nos ensaios de fadiga por tração-tração estão apresentados nas tabelas de 4.5 a 4.8. Observa-se que a tabela 4.1 faz referência ao material base, a tabela 4.2 ao material base com revestimento de carbeto de tungstênio com jateamento, a tabela 4.3 ao material base com revestimento de carbeto de tungstênio sem revestimento e a tabela 4.4 ao material base com eletrodeposição de cromo duro, todos ensaiados em fadiga por flexão rotativa. Também observa-se que a tabela 4.5 faz referência ao material base, a tabela 4.6 ao material base com revestimento de carbeto de tungstênio com jateamento, a tabela 4.7 ao material base com revestimento de carbeto de tungstênio sem jateamento e a tabela 4.8 ao material base com eletrodeposição de cromo duro, todos ensaiados em fadiga por tração-tração.

Os pontos dos dados de teste e as curvas σ x N média determinada para cada condição dos corpos de prova ensaiados em fadiga por flexão rotativa estão presentes nas figuras 4.1 a 4.4, sendo a figura 4.1 relativo a curva do material base, a figura 4.2 à curva do material base com revestimento de carbeto de tungstênio com jateamento, a figura 4.3 à curva do material base com revestimento de carbeto de tungstênio sem jateamento e a figura 4.4 à curva do material base com eletrodeposição de cromo, e as curvas σ x N médias determinadas para cada condição em fadiga por flexão rotativa estão comparadas na figura 4.5. Os pontos dos dados de teste e as curvas σ x N média determinada para cada condição dos corpos de prova ensaiados em fadiga por tração-tração estão presentes nas figuras 4.6 a 4.9, sendo a figura 4.6 relativo a curva do material base, a figura 4.7 à curva do material base com revestimento de carbeto de tungstênio com jateamento, a figura

4.8 à curva do material base com revestimento de carbeto de tungstênio sem jateamento e a figura 4.9 à curva do material base com eletrodeposição de cromo, e as curvas σ x N médias determinadas para cada condição em fadiga por tração-tração estão comparadas na figura 4.10.

Tabela 4.1 - Valores obtidos nos ensaios de fadiga por flexão rotativa para o material base.

Nº CDP	Tensão Amplitude $\%\sigma_e$	MPa	Carga (N)	Número de ciclos para fratura	Observação
01	78	871	450	10.900	_____
03	78	871	450	17.600	_____
02	78	871	450	19.900	_____
04	60	671	350	90.200	_____
06	60	671	350	222.900	_____
05	60	671	350	403.800	_____
08	60	671	350	748.400	_____
07	60	671	350	1.055.400	_____
12	59,3	663	346	13.114.900	_____
09	58,9	659	344	2.271.800	quebrou na garra

unesp

Tabela 4.2 - Valores obtidos nos ensaios de fadiga por flexão rotativa para o material base com revestimento de carbeto de tungstênio com jateamento.

Nº CDP	Tensão Amplitude %σ_e	MPa	Carga (N)	Número de ciclos para fratura	Observação
09	78	871	450	10.400	_____
12	78	871	450	12.000	_____
10	78	871	450	12.900	_____
07	60	671	350	30.800	_____
08	60	671	350	43.800	_____
14	60	671	350	67.600	_____
13	60	671	350	76.500	_____
15	55,5	621	325	83.700	_____
18	55,5	621	325	155.600	_____
19	55,5	621	325	164.800	_____
16	51,1	571	300	245.100	_____
20	47,5	531	280	7.839.100	_____
17	42,1	471	250	5.500.700	quebrou na garra



Tabela 4.3 - Valores obtidos nos ensaios de fadiga por flexão rotativa para o material base com revestimento de carbeto de tungstênio sem jateamento.

Nº CDP	Tensão Amplitude $\%\sigma_e$	MPa	Carga (N)	Número de ciclos para fratura	Observação
01	60	671	350	32.600	_____
02	55,5	621	325	90.800	_____
06	51,1	571	300	123.900	_____
03	49,3	551	290	69.200	_____
05	49,3	551	290	334.000	_____
04	47,5	531	280	13.506.600	_____

Tabela 4.4 - Valores obtidos nos ensaios de fadiga por flexão rotativa para o material base com eletrodeposição de cromo duro.

Nº CDP	Tensão Amplitude %σ_e	MPa	Carga (N)	Número de ciclos para fratura	Observação
02	78	871	450	8.100	_____
01	78	871	450	8.400	_____
04	60	671	350	32.300	_____
03	60	671	350	37.500	_____
05	55,5	621	325	25.800	_____
06	55,5	621	325	36.000	_____
08	51,1	571	300	69.500	_____
07	51,1	571	300	92.200	_____
09	47,5	531	280	57.000	_____
10	47,5	531	280	76.700	_____
11	42,1	471	250	147.000	_____
12	33,2	371	200	352.200	_____
13	28,7	321	175	10^7	"runout" desligada



Tabela 4.5 - Valores obtidos nos ensaios de fadiga por tração-tração para o material base.

Nº CDP	Tensão Amplitude %σ_e	MPa	Carga máxima (kN)	Número de ciclos para fratura	Observação
02	117	1310,1	9,26	10.078	_____
03	117	1310,1	9,26	14.298	_____
09	111	1241,1	8,77	18.955	_____
10	111	1241,1	8,77	19.797,5	_____
08	104,8	1172,2	8,29	26.952	_____
07	104,8	1172,2	8,29	55.198	_____
11	98,7	1103,2	7,8	37.921,5	_____
12	98,7	1103,2	7,8	57.443,5	_____
04	92,5	1034,3	7,31	64.256,5	_____
06	92,5	1034,3	7,31	264.478,5	_____
05	92,5	1034,3	7,31	542.475,5	_____
01	75	838,5	5,93	10^7	"runout" desligada

Tabela 4.6 - Valores obtidos nos ensaios de fadiga por tração-tração para o material base com revestimento de carbeto de tungstênio com jateamento.

Nº CDP	Tensão Amplitude %σ_e	MPa	Carga máxima (kN)	Número de ciclos para fratura	Observação
08	111	1241,1	8,77	14.988	_____
11	111	1241,1	8,77	16.516,5	_____
07	111	1.241,1	8,77	19.316	_____
15	98,7	1103,2	7,8	25.700	_____
10	98,7	1103,2	7,8	31.220	_____
13	98,7	1103,2	7,8	31.273,5	_____
19	86,3	965,3	6,82	13.537,5	_____
17	86,3	965,3	6,82	20.515	_____
09	86,3	965,3	6,82	71.297	_____
12	86,3	965,3	6,82	103.921	_____
14	80,2	896,4	6,34	48.272	_____
18	67,8	758,5	5,36	96.180,5	_____

FACULDADE DE ENGENHARIA
DE GUARATINGUETÁ
BIBLIOTECA

358

Tabela 4.7 - Valores obtidos nos ensaios de fadiga por tração-tração para o material base com revestimento de carbeto de tungstênio sem jateamento.

Nº CDP	Tensão Amplitude $\%\sigma_e$	MPa	Carga máxima (kN)	Número de ciclos para fratura	Observação
00	111	1.241,1	8,77	10.243	_____
01	98,7	1103,2	7,8	19.401	_____
02	86,3	965,3	6,82	23.887,5	_____
05	86,3	965,3	6,82	24.156	_____
03	80,2	896,4	6,34	26.291,5	_____
06	67,8	758,5	5,36	42.007	_____
04	55,5	620,6	4,39	57.842,5	_____

unesp

Tabela 4.8 - Valores obtidos nos ensaios de fadiga por tração-tração para o material base com eletrodeposição de cromo duro.

Nº CDP	Tensão Amplitude %σ_e	MPa	Carga máxima (kN)	Número de ciclos para fratura	Observação
08	86,3	965,3	6,82	17.619	_____
09	86,3	965,3	6,82	19.937,5	_____
10	86,3	965,3	6,82	27.145	_____
07	74	827,4	5,85	26.054,5	_____
05	74	827,4	5,85	32.545,5	_____
06	74	827,4	5,85	33.401	_____
01	55,5	620,6	4,39	65.734	_____
03	55,5	620,6	4,39	68.028,5	_____
02	55,5	620,6	4,39	98.348,5	_____
11	49,3	551,6	3,9	67.280	_____
12	46,3	517,1	3,66	116.882	_____
13	43,2	482,7	3,41	168.701	_____
14	40,1	448,2	3,17	194.824,5	_____
04	37	413,7	2.92	554.387	_____



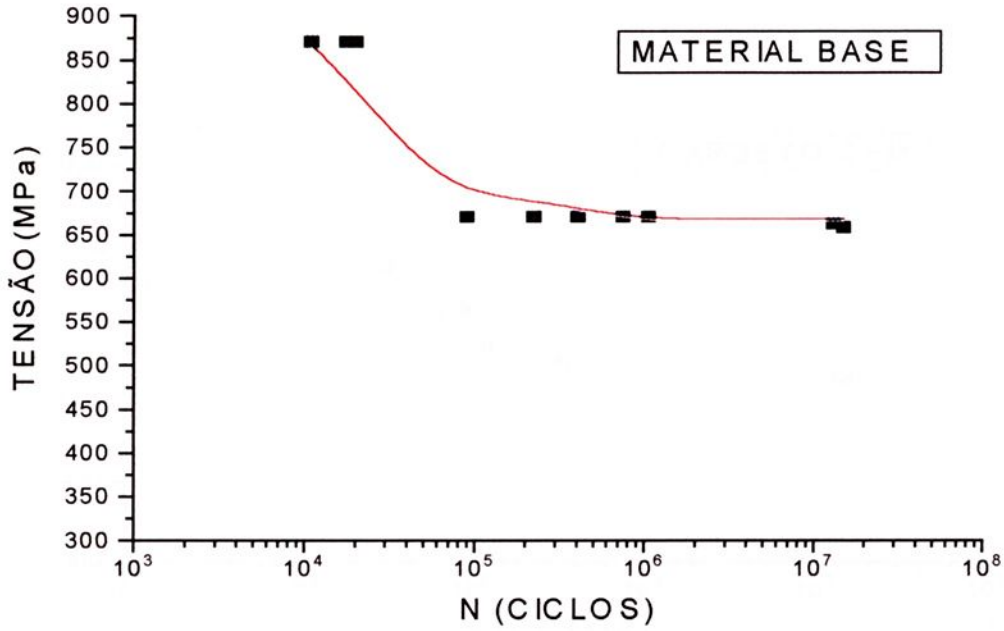


Figura 4.1 - Curva σ x N do material base em flexão rotativa.

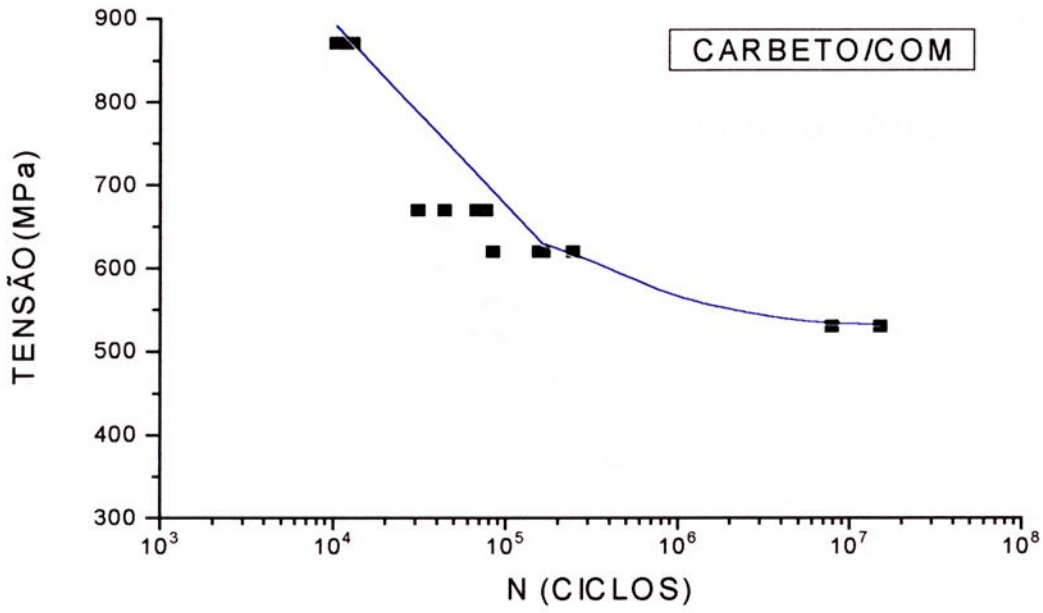


Figura 4.2 - Curva σ x N do carbeto de tungstênio com jateamento em flexão rotativa.

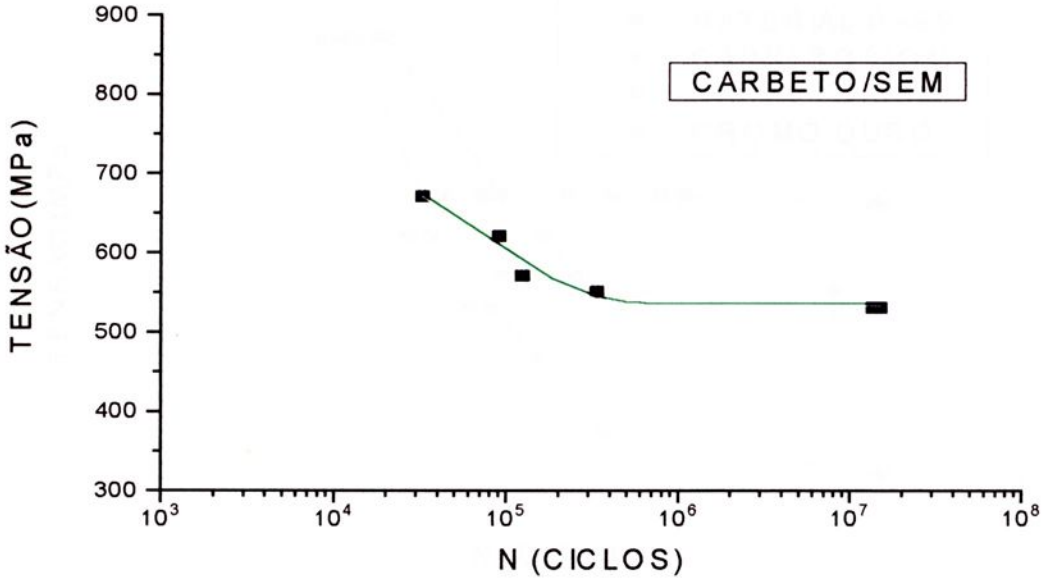


Figura 4.3 - Curva σ x N do carbeto de tungstênio sem jateamento em flexão rotativa.

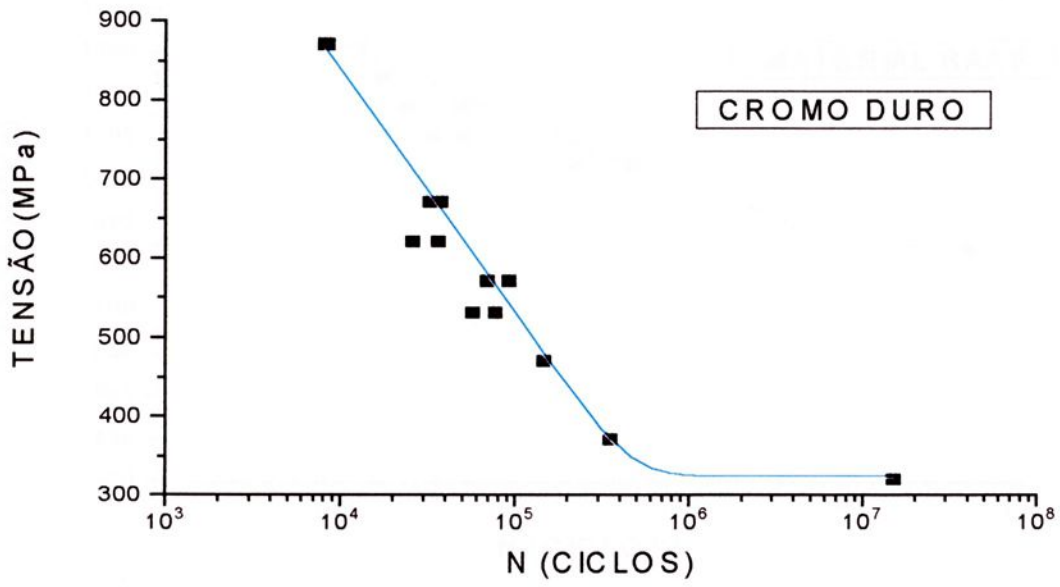


Figura 4.4 - Curva σ x N do cromo duro em flexão rotativa.

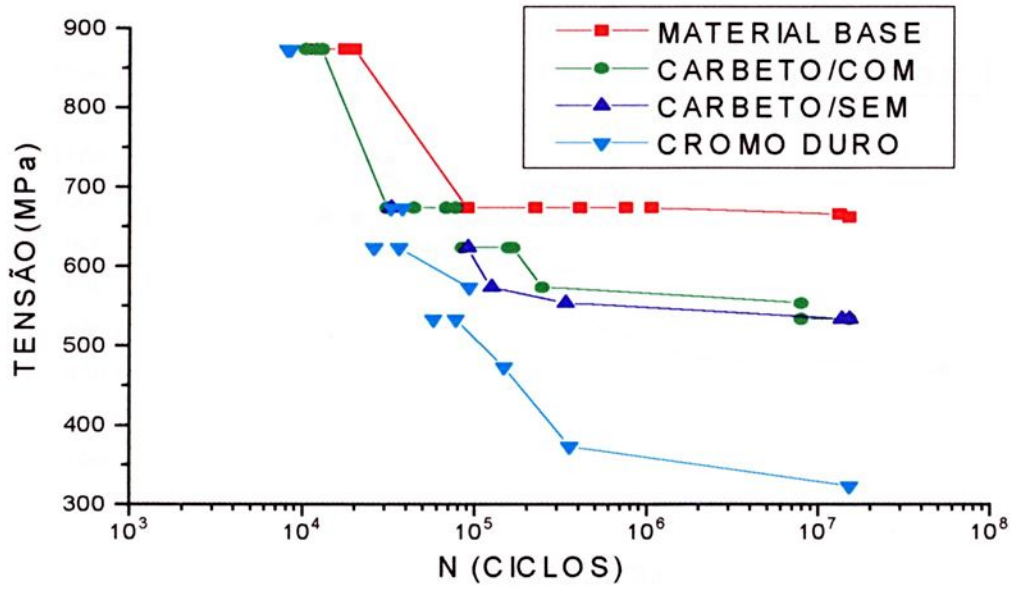


Figura 4.5 - Curvas σ x N de todas as condições comparadas em flexão rotativa.

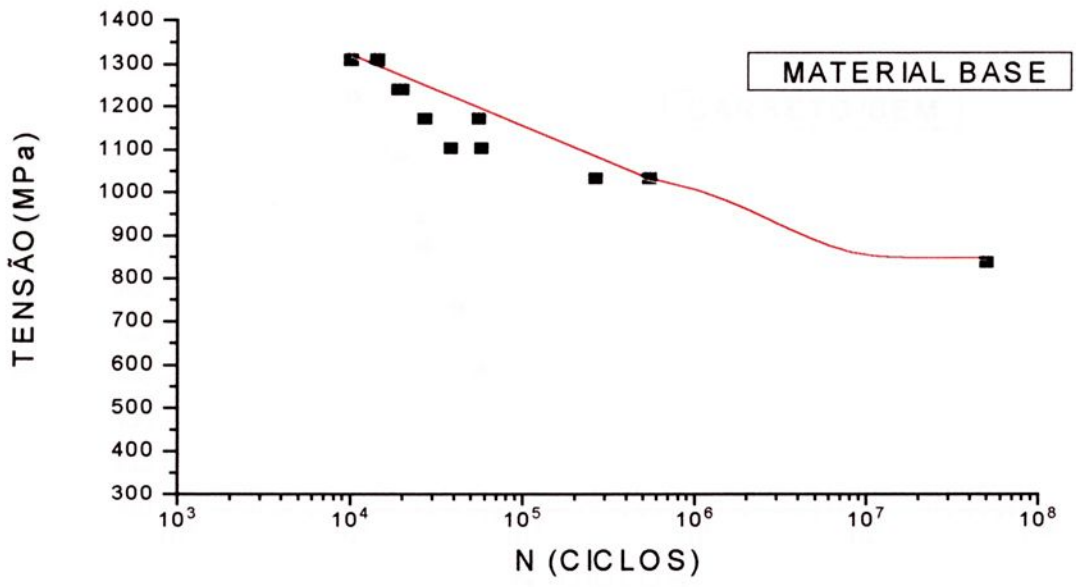


Figura 4.6 - Curva σ x N do material base em tração-tração.

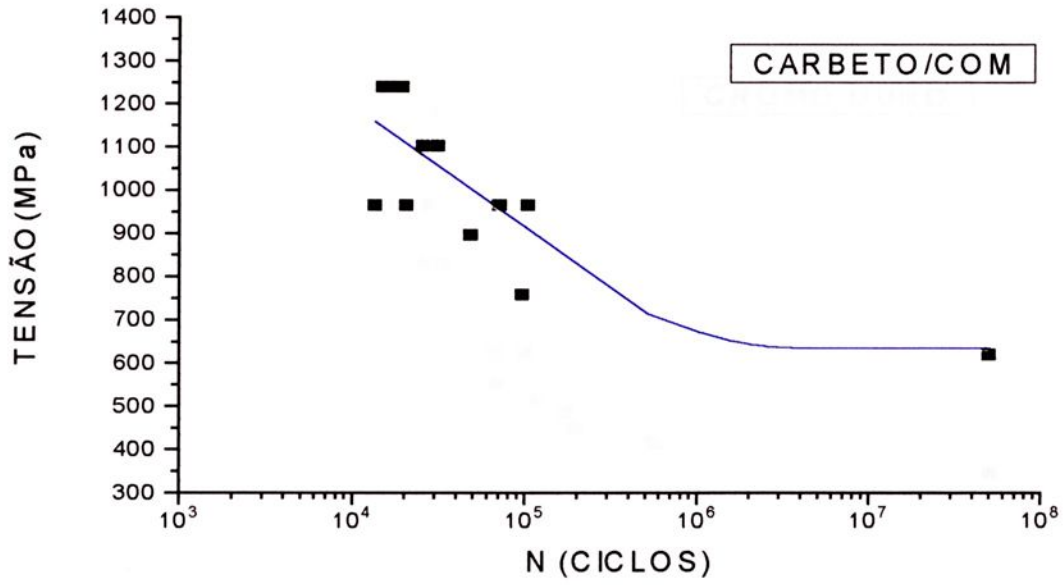


Figura 4.7 - Curva σ x N do carbeto de tungstênio com jateamento em tração-tração.

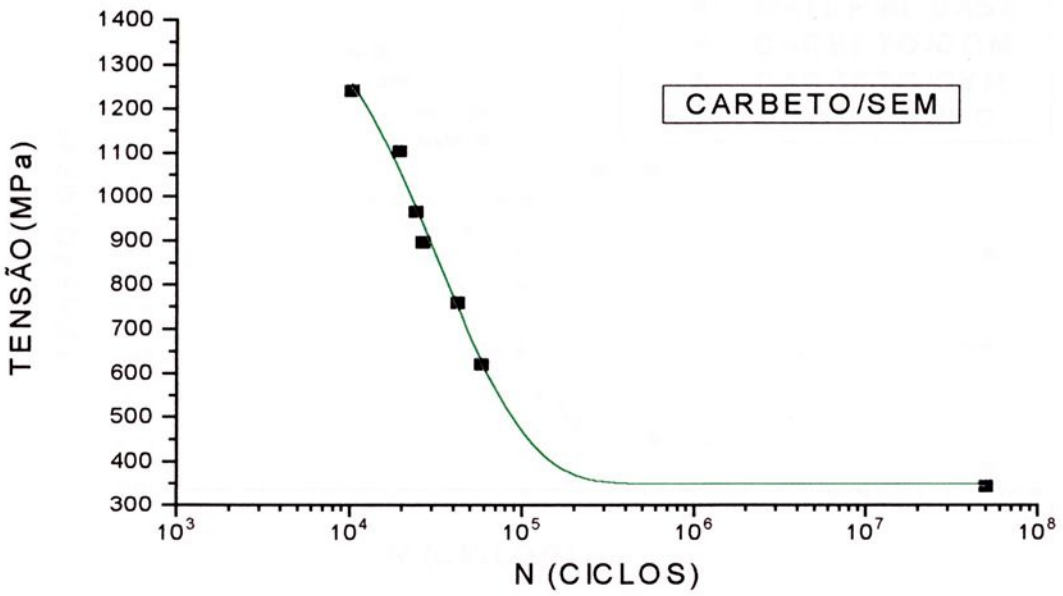


Figura 4.8 - Curva σ x N do carbeto de tungstênio sem jateamento em tração-tração.

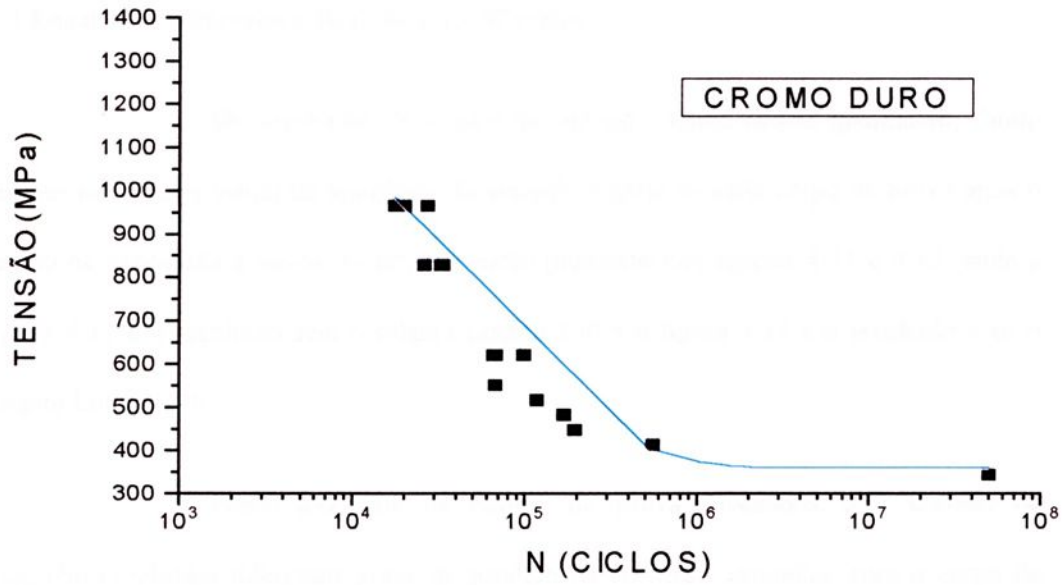


Figura 4.9 - Curva σ x N do cromo duro em tração-tração.

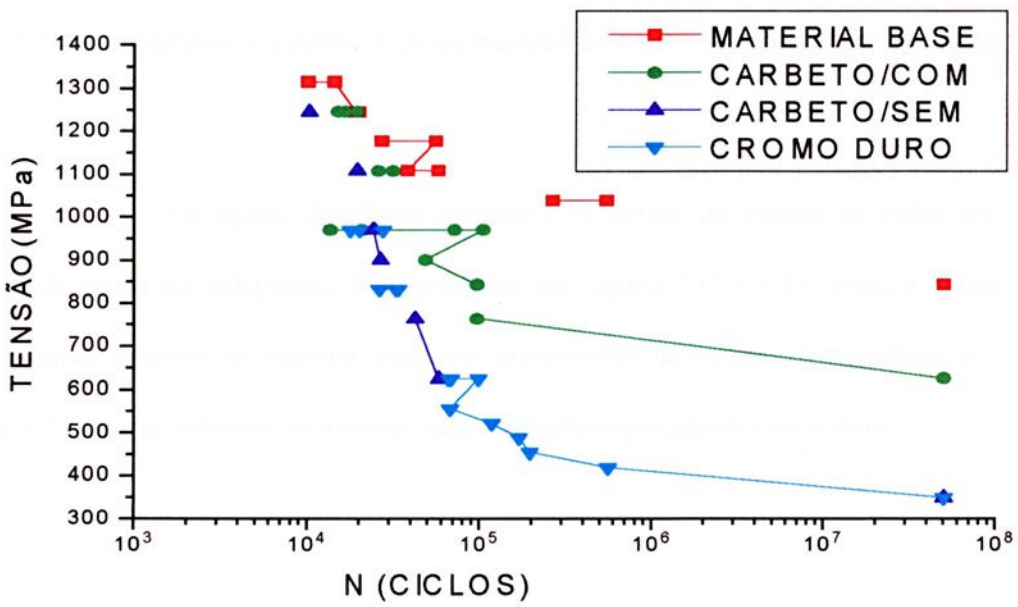


Figura 4.10 - Curvas σ x N de todas as condições comparadas em tração-tração.

4.3 Ensaios de Corrosão e Resistência à Abrasão

Os resultados do ensaio de corrosão, numa ordem qualitativa, foram obtidos por exame visual da aparência da superfície geral de cada corpo de prova após o ensaio de exposição à névoa de sal, que estão presentes nas figuras 4.11 e 4.12, onde a figura 4.11 é o resultado sem o selante Loctite 290 e a figura 4.12 é o resultado com o selante Loctite 290.

Observa-se que os corpos de prova revestidos com carbeto de tungstênio exibiram diferentes graus de produto de corrosão vermelha, com o corpo de prova sem selante mostrando mais ataque da corrosão do que o com selante.

Os resultados do ensaio de resistência à abrasão estão apresentados nas tabelas 4.9 e 4.10, sendo que a tabela 4.9 faz referência ao material base com revestimento de carbeto de tungstênio e a tabela 4.10 ao material base com eletrodeposição de cromo duro.

Os pontos dos dados do teste e as curvas do número de ciclos por retirada de massa em miligramas estão presentes nas figuras 4.13 e 4.14, sendo a figura 4.13 a curva referente ao material base com revestimento de carbeto de tungstênio e a figura 4.14 a curva referente ao material base com eletrodeposição de cromo duro.



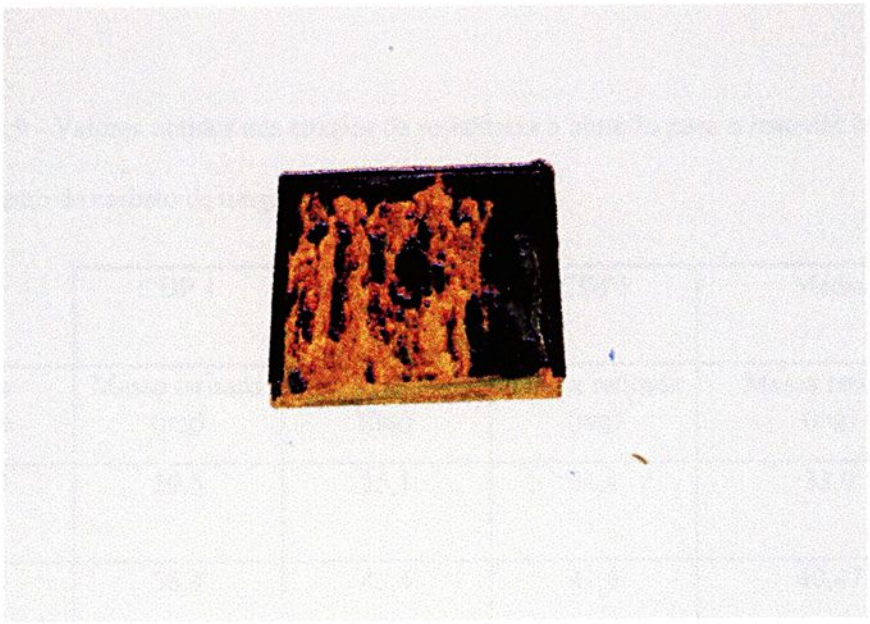


Figura 4.11 - Fotografia mostrando corpo de prova ensaiado em corrosão sem o selante Loctite290



Figura 4.12 - Fotografia mostrando corpo de prova ensaiado em corrosão com o selante Loctite 290

Tabela 4.9 - Valores obtidos nos ensaios de resistência à abrasão para o material base com revestimento de carbeto de tungstênio.

	CDP 1	CDP 2	CDP3	Média
Nº de ciclos	Massa retirada (mg)	Massa retirada (mg)	Massa retirada (mg)	Massa retirada (mg)
1000	29,5	35,1	34,4	33,0
2000	36,4	43,4	41,6	40,47
3000	39,4	50,0	46,5	45,3
4000	41,7	53,6	50,4	48,57
5000	44,5	56,3	53,4	51,4
6000	46,0	59,5	55,4	53,63
7000	48,0	60,2	56,2	54,8
8000	48,7	62,7	57,8	56,4
9000	49,7	64,3	60,0	58,0
10000	50,2	66,2	62,0	59,47
Desgaste	50,2	66,2	62,0	59,47



Tabela 4.10 - Valores obtidos nos ensaios de resistência à abrasão para o material base com eletrodeposição de cromo duro.

	CDP 1	CDP 2	CDP3	Média
Nº de ciclos	Massa retirada (mg)	Massa retirada (mg)	Massa retirada (mg)	Massa retirada (mg)
1000	3,0	3,0	2,5	2,83
2000	6,0	5,7	5,0	5,57
3000	9,0	8,5	7,5	8,33
4000	11,7	11,0	11,3	13,33
5000	14,5	14,5	15,5	14,83
6000	17,1	17,5	18,3	176,3
7000	20,0	20,3	21,5	20,6
8000	24,0	20,8	24,0	22,93
9000	27,0	23,5	27,0	25,83
10000	29,5	27,5	30,4	29,13
Desgaste	29,5	27,5	30,4	29,13

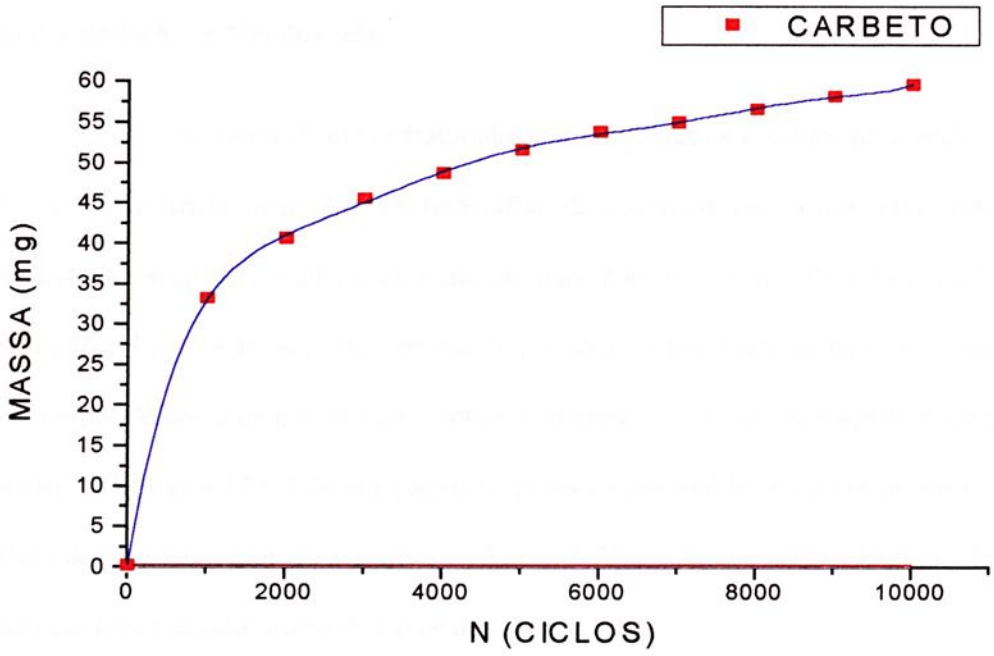


Figura 4.13 - Curva de perda de massa por abrasão do carbeto de tungstênio.

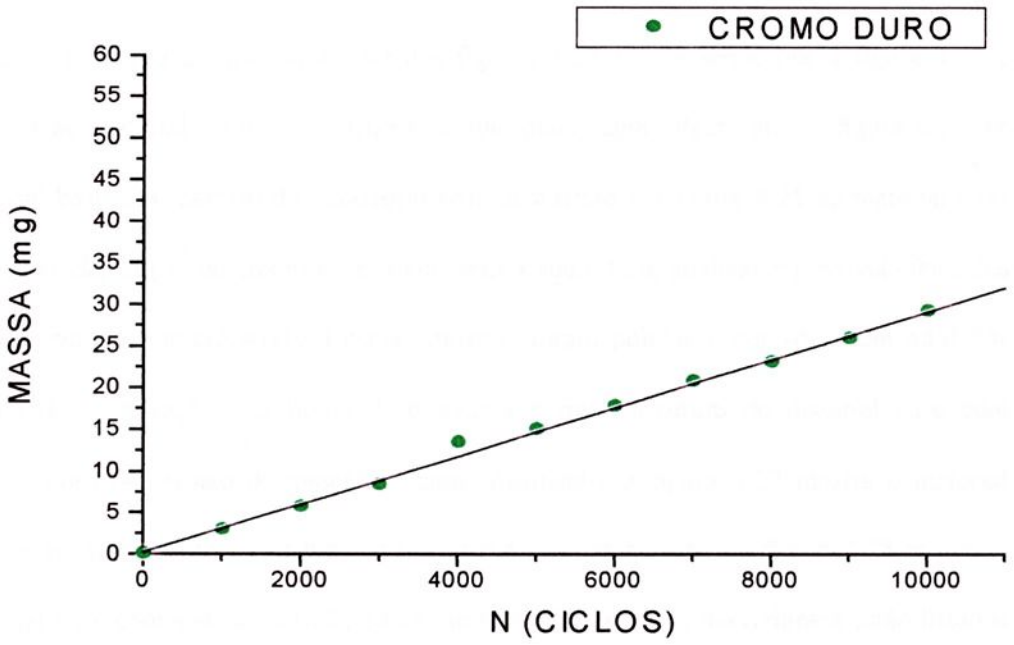


Figura 4.14 - Curva de perda de massa por abrasão do cromo duro.

4.4 Análise de Falhas e Metalografia

Os corpos de prova fraturados por fadiga foram cortados para análise de falha e foi realizada uma série de fotografias da superfície de fratura, utilizando microscopia eletrônica de varredura, as quais são mostradas nas figuras de 4.15 a 4.22, onde as figuras 4.15 e 4.16 são relativos aos corpos de prova de material base, a figura 4.17 aos corpos de prova de material base com revestimento de carbeto de tungstênio com jateamento, as figuras 4.18 a 4.20 aos corpos de prova de material base com revestimento de carbeto de tungstênio sem jateamento e as figuras 4.21 e 4.22 aos corpos de prova de material base com eletrodeposição de cromo duro.

Os corpos de prova fraturados por fadiga foram cortados, lixados e embutidos para exame metalográfico e determinação do perfil de microdureza, sendo realizada uma série de fotografias após o polimento da superfície lisa em um microscópio óptico. As fotografias são mostradas nas figuras 4.23 a 4.28 sendo que a figura 4.23 é relativa ao material base com carbeto de tungstênio com jateamento, a figura 4.24 ao material base com carbeto de tungstênio sem jateamento e a figura 4.25 ao material base com eletrodeposição de cromo duro, todas sem ataque. Para analisar o possível efeito dos revestimentos na microestrutura estas amostras foram polidas e atacadas com nital 3% para sua visualização e a figura 4.26 mostra a microestrutura do material base com revestimento de carbeto de tungstênio com jateamento, a figura 4.27 mostra o material base com revestimento de carbeto de tungstênio sem jateamento e a figura 4.28 mostra o material base com eletrodeposição de cromo duro. Os perfis de microdureza estão listados nas tabelas 4.11 a 4.16 e as curvas dos perfis de microdureza são mostradas nas figuras 4.29 a 4.34.



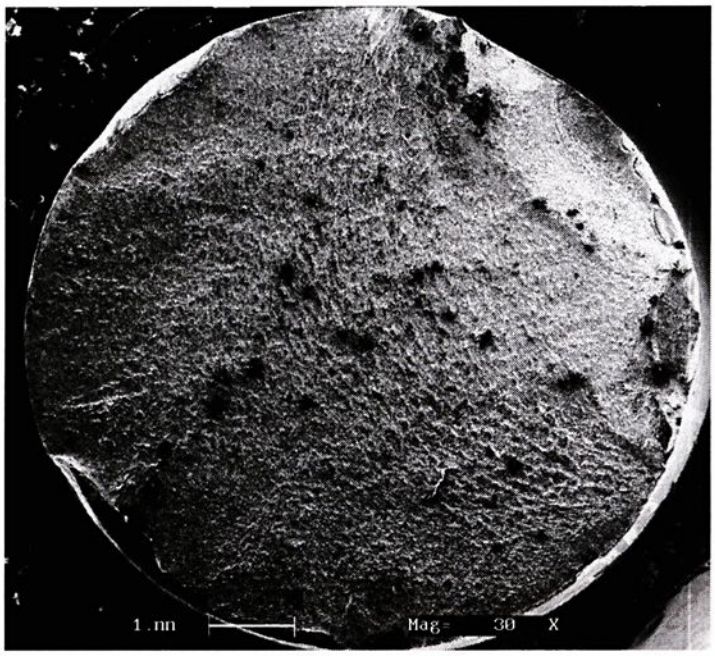


Figura 4.15 - Fractografia do corpo de prova de material base nº 02.

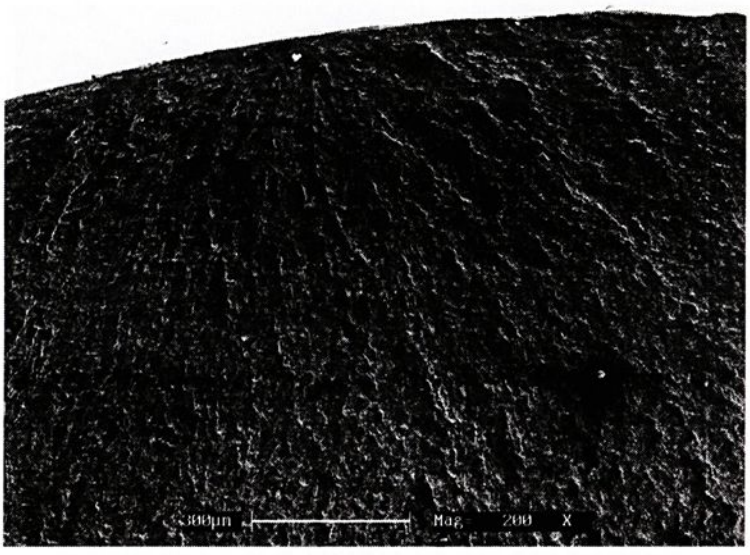


Figura 4.16 - Fractografia do corpo de prova de material base nº 05.

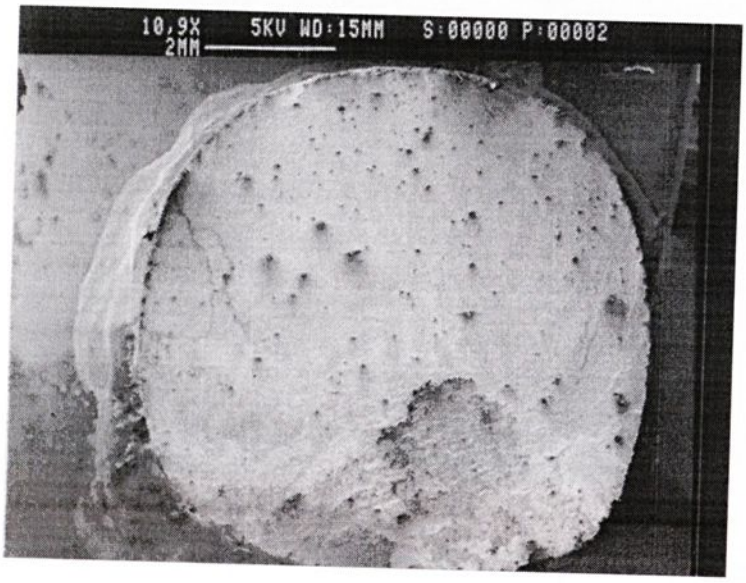


Figura 4.17- Fractografia do corpo de prova de carbeto com jateamento nº 20.

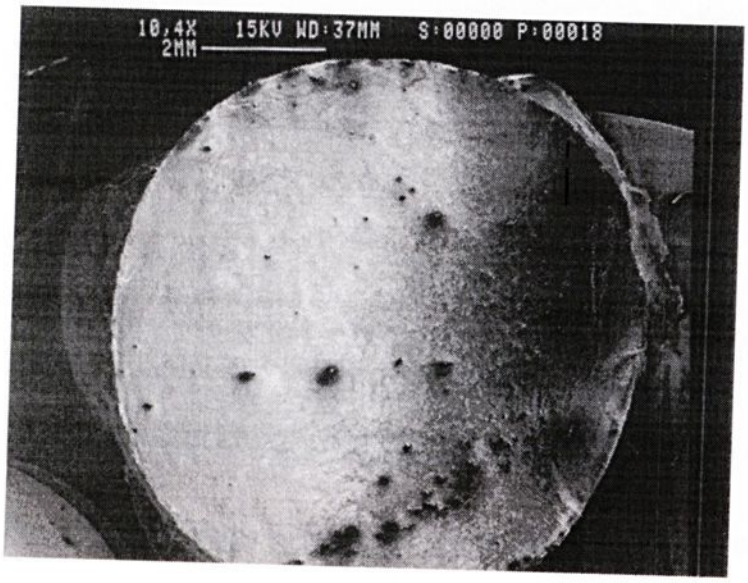


Figura 4.18 - Fractografia do corpo de prova de carbeto sem jateamento nº 04.

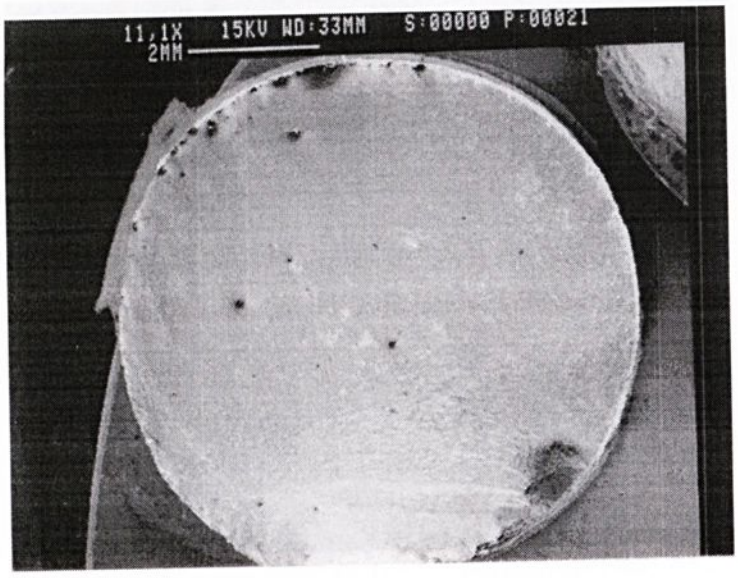


Figura 4.19 - Fractografia do corpo de prova de carbeto sem jateamento nº 05.

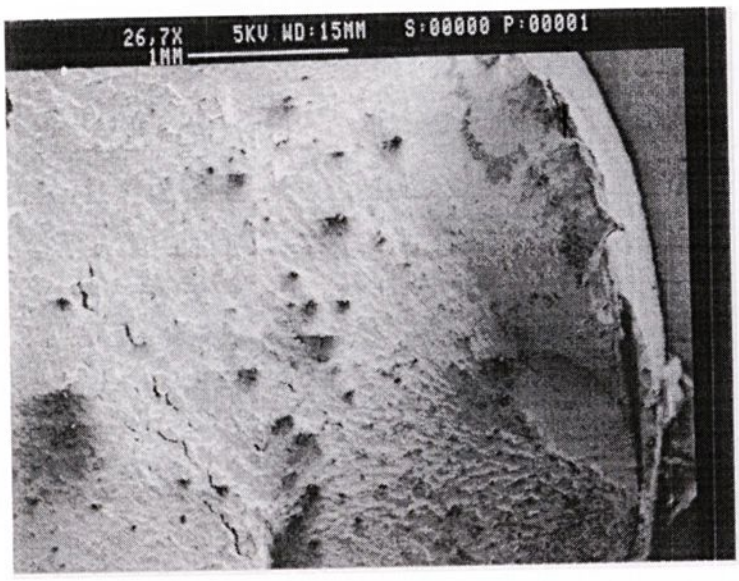


Figura 4.20 - Fractografia do corpo de prova de carbeto sem jateamento nº 06.

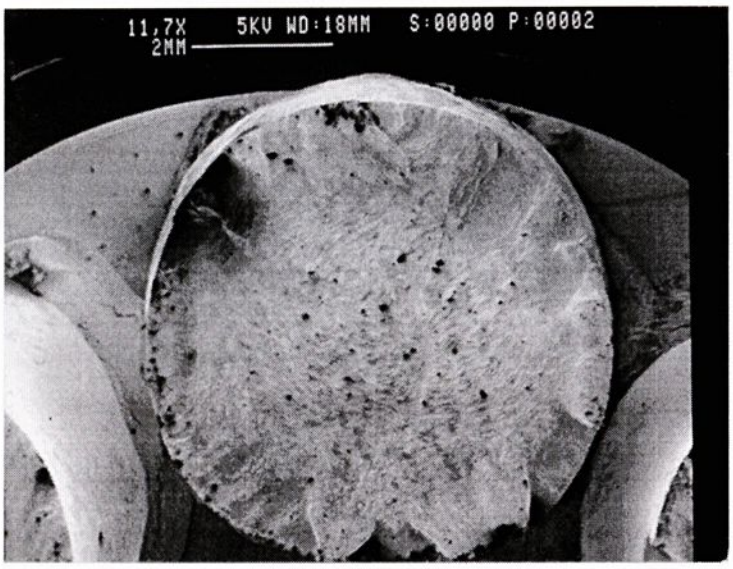


Figura 4.21 - Fractografia do corpo de prova de cromo duro nº 02.

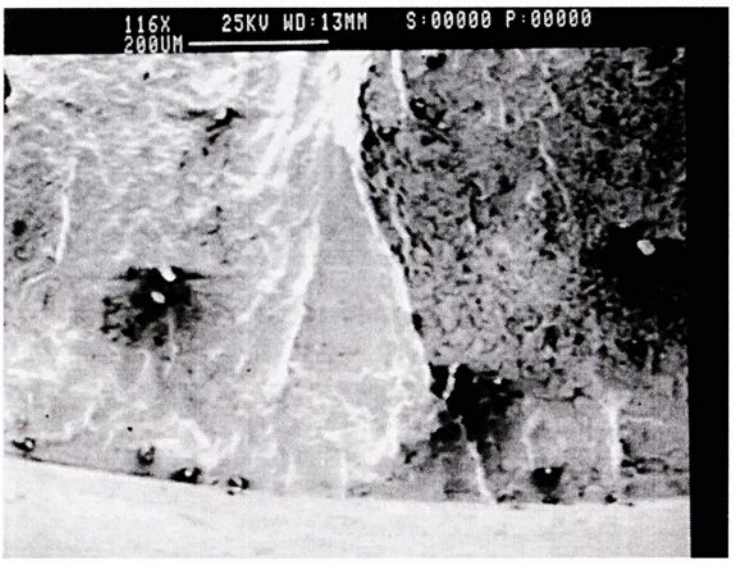


Figura 4.22 - Fractografia do corpo de prova de cromo duro nº 01.

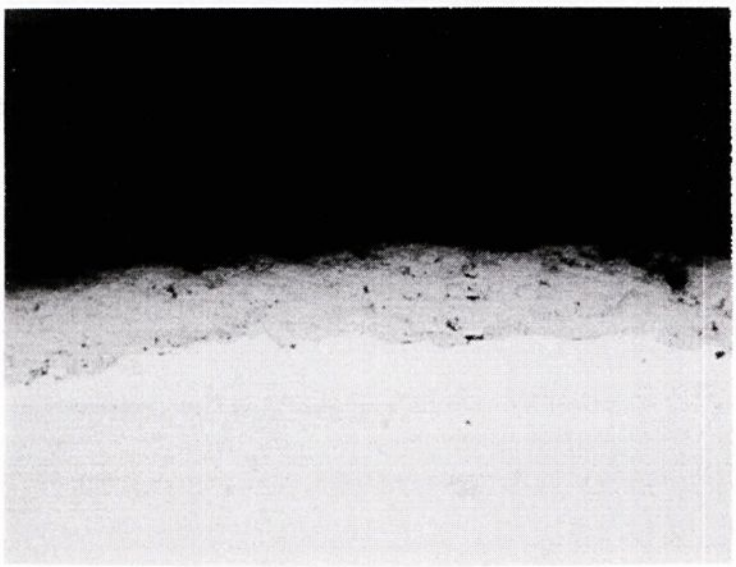


Figura 4.23 - Micrografia 200X do cdp de carbeto com jateamento nº 13 em tração-tração sem ataque.

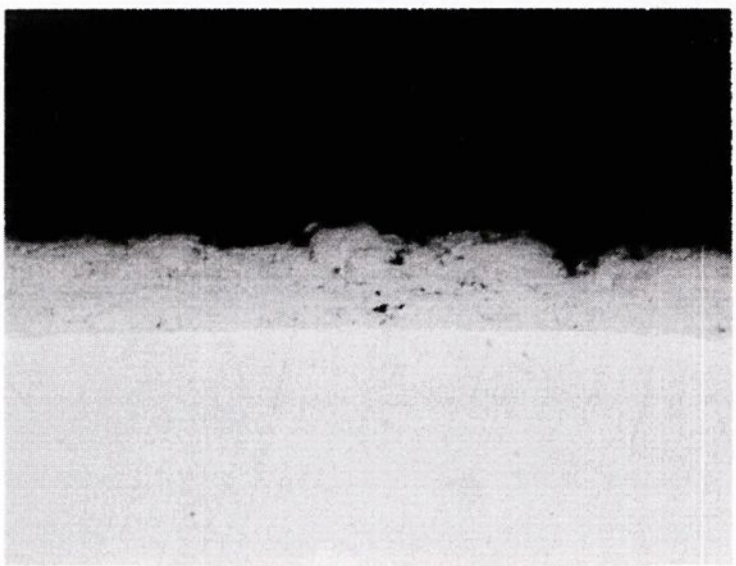


Figura 4.24 - Micrografia 200X do cdp de carbeto sem jateamento nº 04 em flexão rotativa sem ataque.

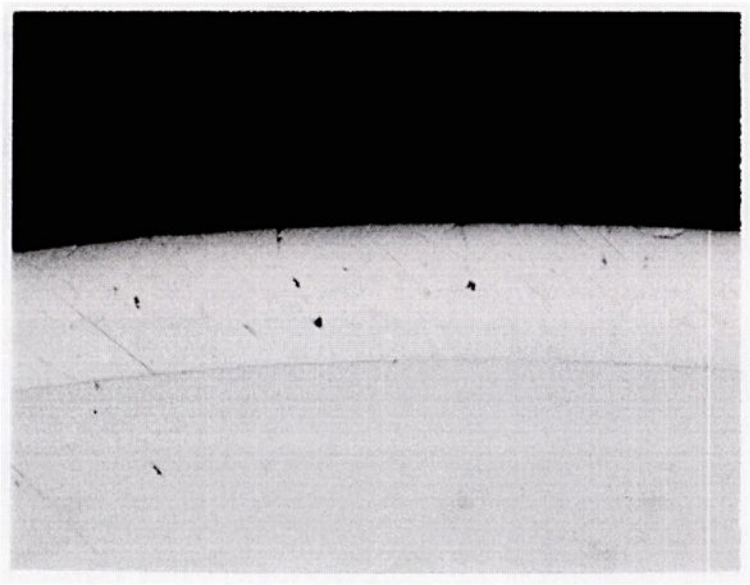


Figura 4.25 - Micrografia 100X do cdp de cromo duro nº 01 em flexão rotativa sem ataque.

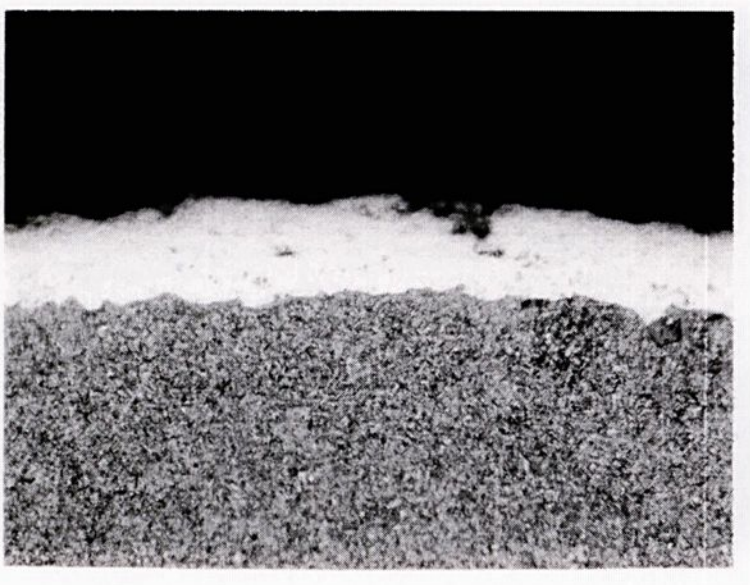


Figura 4.26 - Microestrutura 200X do cdp de carbeto com jateamento nº 13 em tração-tração com ataque nital 3%.



Figura 4.27 - Microestrutura 200X do cdp de carbeto sem jateamento nº 04 em flexão rotativa com ataque nital 3%.

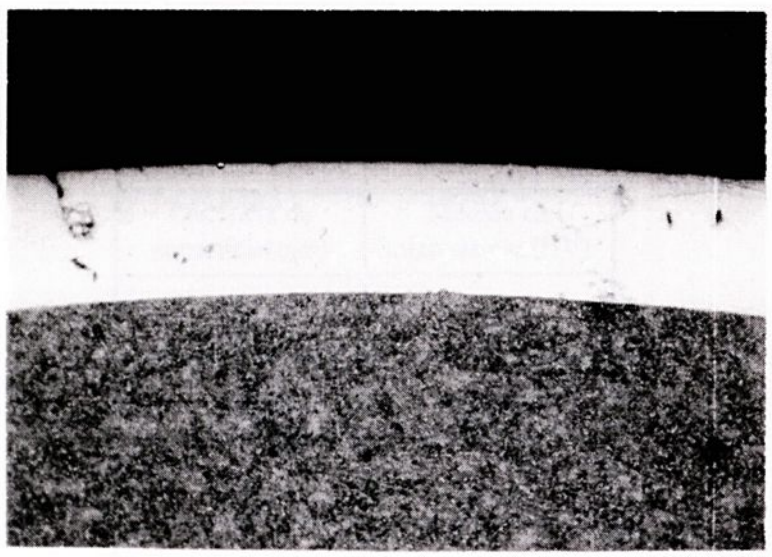


Figura 4.28 - Microestrutura 100X do cdp de cromo duro nº 01 em flexão rotativa com ataque nital 3%.

Tabela 4.11 - Perfil de microdureza com 300g de carga do cdp de carbeto sem jateamento nº 04 em flexão rotativa.

Distância da superfície(mm)	Medida da microdureza(HV)
0,04	1070
0,08	371,4
0,12	383,2
0,16	387,2
0,20	385,2
0,24	387,2

Tabela 4.12 - Perfil de microdureza com 300g de carga do cdp de carbeto sem jateamento nº 01 em tração-tração.

Distância da superfície(mm)	Medida da microdureza(HV)
0,04	1139
0,08	354,7
0,12	373,3
0,16	383,2
0,20	363,8
0,24	377,2

unesp

Tabela 4.13 - Perfil de microdureza com 300g de carga do cdp de carbeto com jateamento nº 13 em tração-tração.

Distância da superfície(mm)	Medida da microdureza(HV)
0,04	1033
0,08	347,7
0,12	342,5
0,16	354,7
0,20	352,9
0,24	365,7

Tabela 4.14- Perfil de microdureza com 100g de carga do cdp de carbeto com jateamento nº 20 em flexão rotativa.

Distância da superfície(mm)	Medida da microdureza(HV)
0,02	1354
0,06	369,5
0,10	376,2
0,14	376,2
0,18	372,9
0,22	386,6



Tabela 4.15 - Perfil de microdureza com 300g de carga do cdp de cromo duro nº 01 em flexão-rotativa.

Distância da superfície(mm)	Medida da microdureza(HV)
0,08	897,2
0,16	911,8
0,22	356,5
0,28	363,8
0,34	369,5
0,40	367,6

Tabela 4.16 - Perfil de microdureza com 300g de carga do cdp de cromo duro nº 05 em tração-tração.

Distância da superfície(mm)	Medida da microdureza(HV)
0,08	869,1
0,16	876
0,24	381,2
0,32	371,4
0,40	375,3
0,48	371,4

unesp

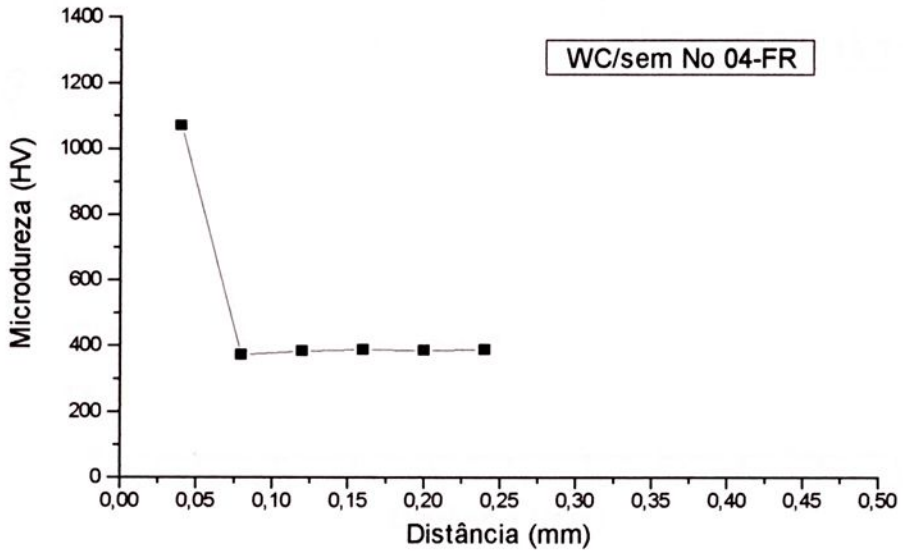


Figura 4.29 - Curva do perfil de microdureza com 300g de carga do cdp de carbeto sem jateamento nº 04 em flexão rotativa.

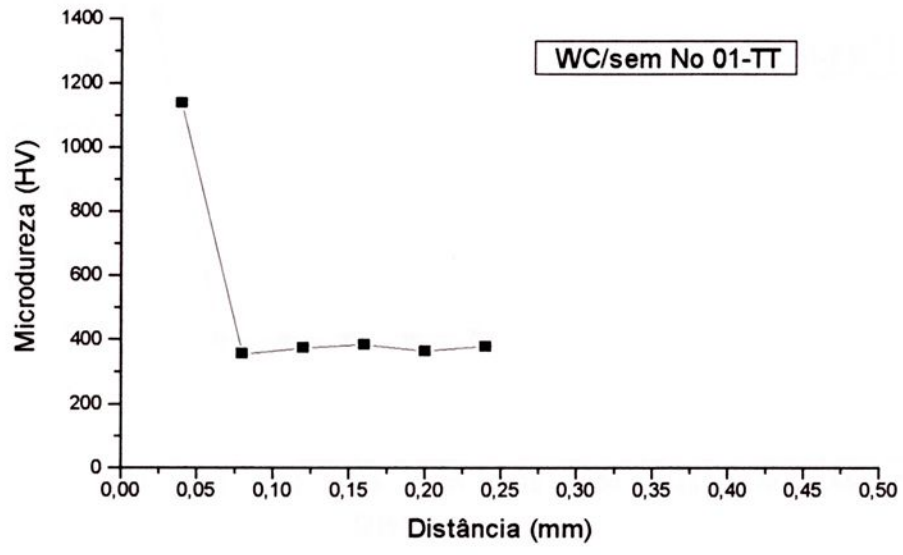


Figura 4.30 - Curva do perfil de microdureza com 300g de carga do cdp de carbeto sem jateamento nº 01 em tração-tração.

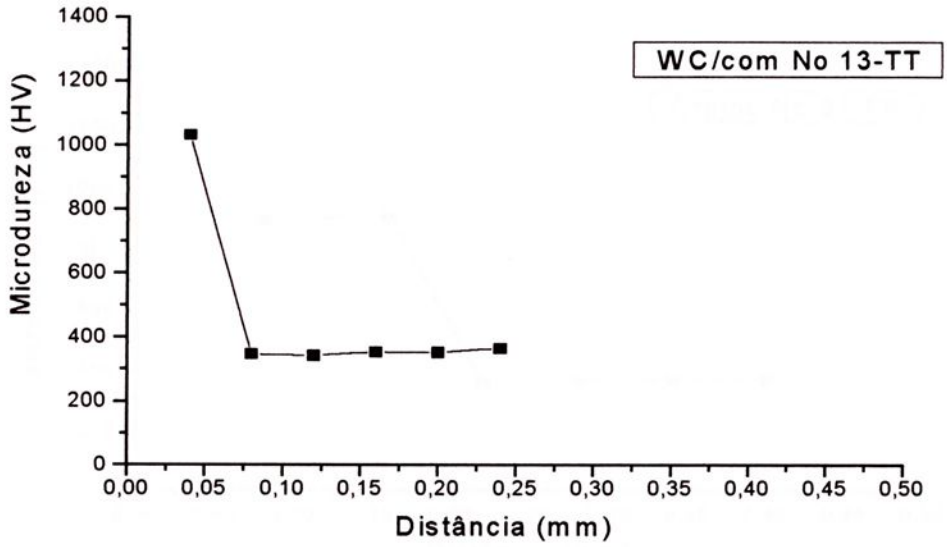


Figura 4.31 - Curva do perfil de microdureza com 300g de carga do cdp de carbeto com jateamento nº 13 em tração-tração.

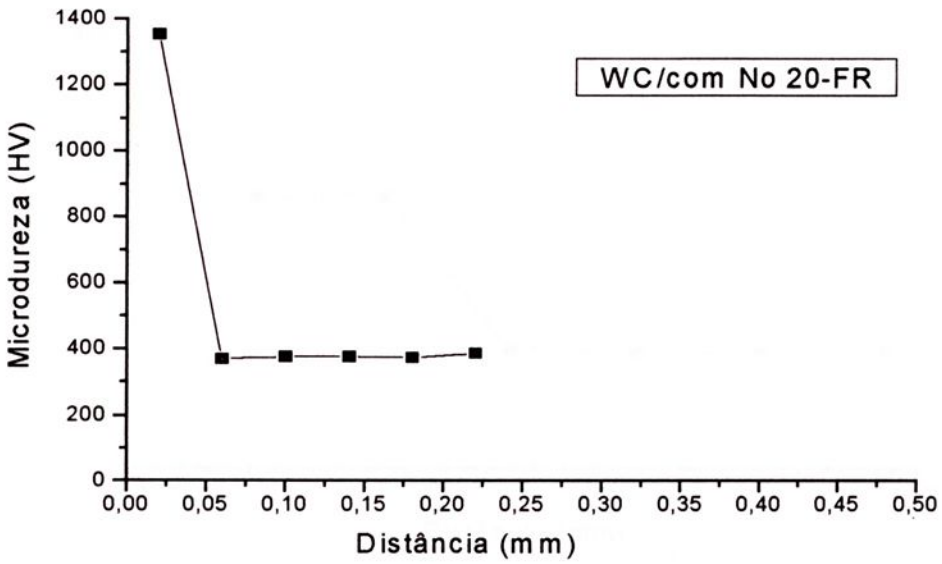


Figura 4.32 – Curva do perfil de microdureza com 100g de carga do cdp de carbeto com jateamento nº 20 em flexão rotativa.

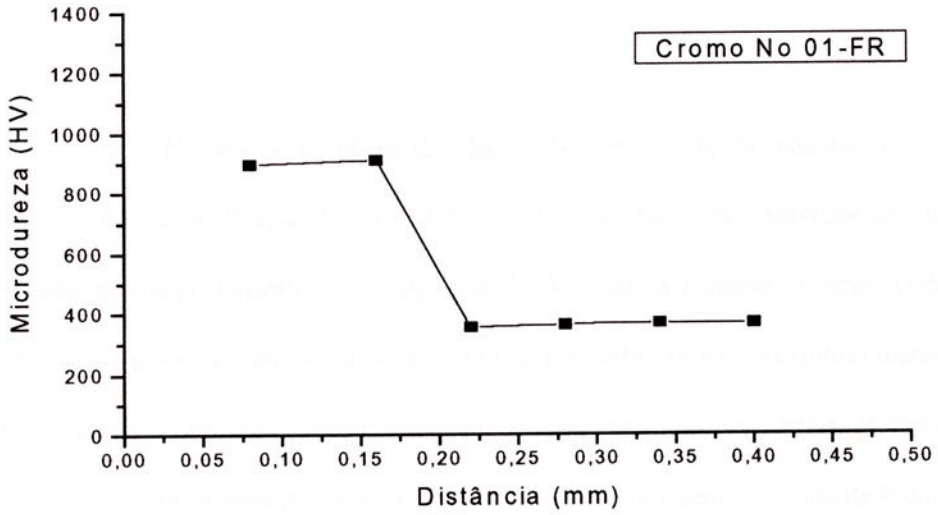


Figura 4.33 - Curva do perfil de microdureza com 300g de carga do cdp de cromo duro nº 01 em flexão-rotativa.

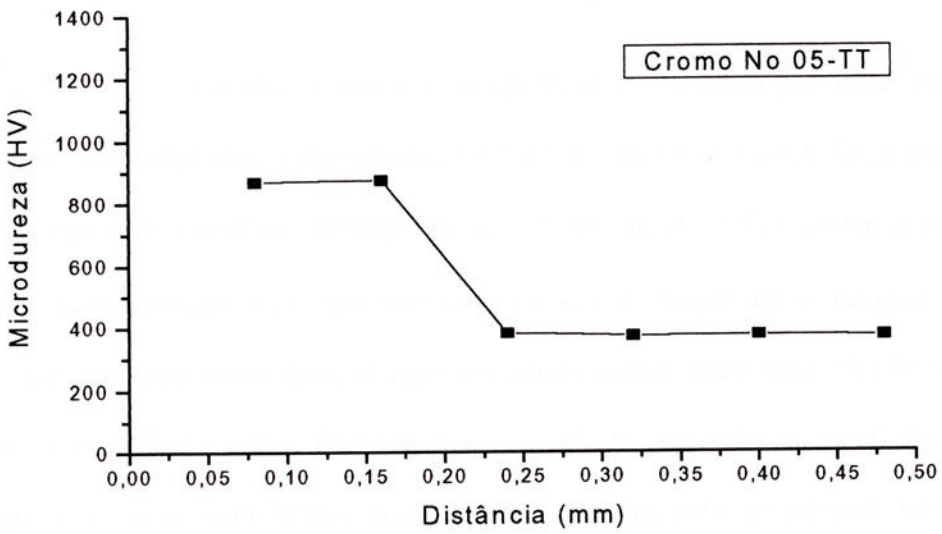


Figura 4.34 – Curva do perfil de microdureza com 300g de carga do cdp de cromo duro nº 05 em tração-tração.

5 DISCUSSÃO

Na análise do efeito das deposições de carbeto de tungstênio e cromo duro na resistência à fadiga do aço ABNT 4340 de aplicação aeronáutica, foram considerados os comportamentos em fadiga por flexão rotativa e tração - tração. Todas as condições de ensaio e os equipamentos utilizados foram informados no capítulo material e método. O que se fará neste capítulo , será uma análise crítica e comparativa de ambas as deposições para uma tomada de decisão relativo à melhor consideração, além da fadiga, os comportamentos em desgaste e corrosão, acompanhada de análise de microscopia ótica e eletrônica de varredura.

5.1 Ensaios de Fadiga

As análises relativas ao comportamento em fadiga por flexão rotativa podem ser observados através das tabelas de 4.1 a 4.4 e figuras 4.1 a 4.5. Logo, pode-se observar que para o nível de solicitação de $\sigma_{máx.}$ = 78% σ_e (871MPa), obteve-se para o material base, material base revestido com carbeto de tungstênio e material base eletrodepositado com cromo duro, os seguintes valores médios respectivos; 16.136 ciclos, 11.766 ciclos e 8.250 ciclos. Observa-se nesses valores uma redução significativa na resistência à fadiga para ambas deposições comparativamente ao material base. O revestimento de carbeto de tungstênio com jateamento resultou no comportamento em fadiga melhor do que o material base com eletrodeposição de cromo duro. Para $\sigma_{máx.}$ = 60% σ_e (671MPa) obteve-se para o material base, o revestimento de carbeto de tungstênio

e o eletrodepositado de cromo duro, os seguintes valores médios respectivamente: 504.140 ciclos, 54.675 ciclos e 34.900 ciclos. Analisando estes valores, observa-se a mesma tendência na redução significativa na resistência à fadiga com ambas as deposições, observada anteriormente , comparativamente ao material base. Ainda neste caso foi realizado um ensaio com material base revestido com carbeto de tungstênio sem jateamento obtendo-se 32.600 ciclos de resistência à fadiga, valor menor do que o obtido com o revestimento de carbeto de tungstênio com jateamento e muito próximo do eletrodepositado de cromo duro. Com relação ao material base observa-se uma tendência ao limite de resistência à fadiga em torno de $\sigma_{máx.}$ = 59,3% σ_e (663MPa) e as amostras do aço ABNT 4340 para ensaio de fadiga por flexão rotativa com os revestimentos analisados, apresentaram comportamento bem distintos. Assim, o material base com o revestimento de carbeto de tungstênio sem jateamento e com jateamento apresentaram respectivamente 90.800 ciclos e 134.700 para $\sigma_{máx.}$ = 55,5% σ_e (621MPa). Já para o material base com eletrodeposição de cromo duro no mesmo nível de solicitação, a média obtida foi de 30.900 ciclos, menor do que nos dois casos anteriores. Para o material base com revestimento de carbeto de tungstênio com e sem jateamento, a aproximação do limite de resistência à fadiga é obtida de $\sigma_{máx.}$ = 47,5% σ_e (531MPa), enquanto que para o material base com eletrodeposição de cromo duro esse valor é da ordem de $\sigma_{máx.}$ = 28,7% σ_e (321MPa) . Estes resultados indicam uma diminuição do limite de resistência à fadiga nas deposições estudadas, principalmente como no caso do eletrodepositado de cromo duro. A análise dos resultados dos resultados do aço ABNT 4340 com revestimento de carbeto de tungstênio com e sem jateamento indicam um melhor comportamento do com jateamento em comparação ao sem jateamento, provavelmente devido ao processo de jateamento; no entanto, há de se considerar os espalhamentos naturais do ensaio de fadiga quando da



comparação dos dois casos. O efeito do metal base, metal base com revestimento de carbeto de tungstênio com e sem jateamento e o metal base com eletrodeposição de cromo duro em fadiga por flexão rotativa está resumido e comparado pelas curvas médias projetadas na figura 4.5.[5,6,10]

As análises com relação ao comportamento em fadiga por tração - tração podem ser observadas através das tabelas 3.5 a 3.8 e as figuras 3.6 a 3.10. Portanto, observa-se que para o nível de solicitação de $\sigma_{máx.}$ = 111% σ_e (1.241,1MPa) obteve-se para o material base e o material base com revestimento de carbeto de tungstênio com jateamento os seguintes valores médio, respectivamente: 19.376 ciclos e 16.940,2 ciclos. Para o nível de solicitação $\sigma_{máx.}$ = 92,5% σ_e (1.034,3MPa) obteve-se para o material base o valor médio de 290.403,5 ciclos e para o nível de solicitação $\sigma_{máx.}$ = 86,3% σ_e (965,3MPa), que são valores próximos, obteve-se para o material base com revestimento de carbeto de tungstênio com jateamento e o material base com eletrodeposição de cromo duro os seguintes valores respectivamente; 52.317,6 ciclos e 26.567,2 ciclos. Observa-se, nesses valores, uma redução significativa na resistência à fadiga para ambas deposições, comparativamente ao material base. O material base com revestimento de carbeto de tungstênio com jateamento resultou no comportamento em fadiga melhor do que o material base com eletrodeposição de cromo duro. Para o nível de tensão $\sigma_{máx.}$ = 80,2% σ_e (896,4MPa) obteve-se para o material base com revestimento de carbeto de tungstênio com jateamento o valor médio de 48.272 ciclos e para o nível; de tensão $\sigma_{máx.}$ = 74% σ_e (827,4MPa), que são valores próximos, obteve-se para o material base com eletrodeposição de cromo duro o valor médio de 30.667 ciclos. Analisando estes valores observa-se a mesma tendência na redução significativa na resistência à fadiga com



ambas as deposições posto que para o nível de tensão $\sigma_{máx.}$ = 75% σ_e (838,5MPa) obteve-se para o material base uma aproximação para o seu limite de resistência à fadiga. Também foram realizados ensaios com o material base revestido com carbeto de tungstênio sem jateamento, obtendo valores menores do que os valores obtidos com o material base revestido com carbeto de tungstênio com jateamento e muito próximo do material base com eletrodeposição de cromo duro. Os corpos de prova do aço ABNT 4340 para ensaio de fadiga por tração - tração com revestimento analisados, apresentaram comportamentos bem distintos com relação ao limite de resistência à fadiga. Logo, o material base com revestimento de carbeto de tungstênio com jateamento a tendência do limite de resistência à fadiga de acordo com a curva traçada a partir do dados obtidos e Guillemette[6], pode-se estimar em torno de $\sigma_{máx.}$ = 55,5% σ_e (620,6MPa). Para o material base com eletrodeposição de cromo duro e aproximação do limite de resistência à fadiga de acordo com a curva traçada a partir dos dados obtidos e Guillemette[6], pode-se estimar em torno de $\sigma_{máx.}$ = 27,75% σ_e (310,3MPa) / 30,84% σ_e (344,8MPa) e este limite de resistência a fadiga, podendo também ser o mesmo para o material base com revestimento de carbeto de tungstênio sem jateamento pois sua curva a partir dos dados obtidos segue a mesma tendência do material base com eletrodeposição de cromo duro. Estes resultados indicam uma diminuição do limite de resistência à fadiga, nas deposições estudadas, principalmente com material básico eletrodepositado como o cromo duro e o material base com revestimento de carbeto de tungstênio sem jateamento. A análise dos resultados do aço ABNT 4340 com revestimento de carbeto de tungstênio com e sem jateamento indicam melhor comportamento do com jateamento em comparação ao sem jateamento, provavelmente devido ao processo de jateamento, sendo que para este ensaio de fadiga por tração - tração em comparação do ensaio de fadiga por flexão rotativa a influência do



jateamento foi muito significativa, não podendo ser desprezada. O efeito do metal base com revestimento de carbeto de tungstênio com e sem jateamento e o material base com eletrodeposição de cromo duro em fadiga por tração - tração está resumido e comparado pelas médias projetadas na figura 4.10.[5,6,10]

5.2 Ensaio de Resistência à Abrasão

As análises referente ao comportamento de desgaste abrasivo podem ser feitas através das tabelas 4.9 e 4.10 e das figuras 4.13 e 4.14. Pode-se observar que os primeiros 6.000 ciclos o desgaste para o material base com eletrodeposição de cromo duro é muito menor, quando comparado com o material base com revestimento de carbeto de tungstênio, enquanto que neste é muito maior. Pode ser observado que para os restantes 4.000 ciclos o desgaste do material base eletrodepositado com cromo duro continua pouco, mas de maneira regular, sendo quase a mesma massa retirada a cada 1.000 ciclos. Para o material base revestido com carbeto de tungstênio o desgaste dos 4.000 últimos ciclos a diferença de massa retirada a cada 1.000 ciclos foi menor ou diminuindo em relação aos ciclos anteriores, mas também chegou a ordem de grandeza menor que o eletrodepositado com cromo duro. Para o material base com eletrodeposição de cromo duro a curva traçada a partir dos valores médios obtidos, mostra uma tendência linear da curva. Para o material base com revestimento com carbeto de tungstênio, a curva projetada a partir dos valores médios obtidos, mostra uma tendência logarítmica da curva. Estes resultados indicam que o aço ABNT 4340 com eletrodeposição de cromo duro tem um desgaste abrasivo uniforme, ou seja, sempre haverá uma taxa média de desgaste até acabar a camada eletrodepositada, enquanto que no aço ABNT 4340 com revestimento de carbeto de

tungstênio, essa taxa média de desgaste apresenta uma tendência de não haver mais desgaste ou esse desgaste ser muito reduzido, mínimo ou quase inexistente em comparação com eletrodepositado com cromo duro, podendo ser o revestimento de carbeto de tungstênio avaliado como melhor comportamento ao desgaste abrasivo em relação ao eletrodepositado de cromo duro. Este comportamento se deve possivelmente a alta aderência e maior densidade das camadas próximas a interface.

5.3 Análise de Falhas e Metalografia.

As figuras 4.15 e 4.16 que mostram às superfícies de fraturas do material base, indicam aspectos característicos de fraturas por fadiga, com nucleação de trincas na superfície e propagação para o interior do material. O aspecto da superfície de fratura do corpo de prova de material base recoberto com carbeto de tungstênio com jateamento, indicado na figura 4.17, e sem jateamento, nas figuras 4.18 e 4.20, também são observados características marcantes do processo de fadiga, sendo que pode se observar que a nucleação da trinca surge na interface da camada de revestimento e sua propagação vai para o interior do material. As superfícies de fratura das amostras do material base com deposição de cromo duro, encontradas nas figuras 4.21 e 4.22, indicam no primeiro caso, vários pontos de nucleação de trinca ao redor da seção transversal do corpo de prova e no segundo caso, observa-se a nucleação de trincas na superfície, dentro e na interface da camada de revestimento e com propagação para o interior do material base.

Nas micrografias do material base revestido com carbeto de tungstênio com e sem jateamento, mostradas nas figuras 4.23 e 4.24, podem ser observadas uma boa homogenidade na interface da camada de revestimento, mostrando uma boa integridade. É



possível notar em ambas as deposições o mesmo perfil externo com consideráveis irregularidades, porém na linha da interface do revestimento com o material base, a rugosidade do material base revestido com carbeto de tungstênio com jateamento é devido ao jateamento preliminar de preparação da superfície para melhorar à aderência e como conseqüência deste preparo observam-se pequenas inclusões na interface. Verifica-se, também, que a porosidade da interface essencialmente não existe. No material base com eletrodeposição de cromo duro, exibido na figura 4.25, foram observadas pequenas trincas na superfície da camada de cromo, já esperadas, pois estudos tem atribuído à alta tração residual tensionada durante processo de galvanização. Também observou-se uma boa homogeneidade da interface da camada e nível de porosidade quase inexistente. As espessuras medidas no microscópio óptico observou-se que, para o revestimento de carbeto de tungstênio, ficaram em torno de 40 a 80 μm, observando-se uma certa irregularidade e para o eletrodepositado de cromo duro entre 180 a 200 μm, observando uma boa regularidade e uma confiável margem de erro desejado em projeto.

A possível influência do revestimento na microestrutura do aço ABNT 4340 não é observada nem uma alteração significativa que pudesse ter ocorrido por causa do aquecimento durante o processo de jato térmico, mostrado nas figuras 4.26 e 4.27, tanto para o material base com carbeto de tungstênio com jateamento como para o sem jateamento. Mostrado na figura 4.28, o material base com cromo duro também não mostrou nenhuma alteração microestrutural que pudesse ter sido ocasionado pelo processo de eletrodeposição. Logo, a comparação da microestrutura adjacente e fora da interface dos revestimentos, revelaram morfologias similares.



O perfil de microdureza apresentado nas tabelas 4.11 a 4.16 e nas figuras 4.29 a 4.34 verifica-se que a dureza dos revestimentos de carbeto de tungstênio é significativamente maior do que o eletrodepositado de cromo duro e observa-se uma regularidade aceitável das medidas ao penetrar o aço em direção ao núcleo.

5.4 Ensaios de Corrosão.

Nos corpos de prova de material base com revestimento de carbeto de tungstênio, mostrados nas figuras 4.11 e 4.12, observou-se um forte ataque na exposição à atmosfera de névoa de sal conforme a norma da ASTM B117, provavelmente devido a fina camada de revestimento, a granulação fina do pó e, também, possivelmente a qualidade do processo de revestimento, deixando um perfil externo da camada do revestimento com consideráveis irregularidades, observados nos exames metalográficos.

Em relação à corrosão do material base com eletrodeposição de cromo duro, estudos tem mostrado que ela ocorre por causa da presença de microtrincas induzidas no processo de eletrodeposição. As tensões de tração na eletrodeposição de cromo duro aumentam até microtrincas serem formadas. As microtrincas formadas permitem a água do mar penetrar no material base criando uma junta galvânica entre a camada e o substrato. O cromo é nobre para a maioria dos metais e se torna um forte cátodo.

unesp

6. CONCLUSÃO

6.1 Conclusões sobre o Trabalho

Para os ensaios de fadiga por flexão rotativa, o aço ABNT 4340 com revestimento de carbeto de tungstênio, pelo sistema HVOF/HP, com e sem jateamento de preparação superficial, exibiu significativas melhorias na resistência à fadiga quando comparado com o aço ABNT 4340 com eletrodeposição de cromo duro.

Para os ensaios de fadiga por tração-tração o material base revestido com carbeto de tungstênio por jato térmico, através do sistema HVOF/HP, com jateamento apresentou melhoria significativa na resistência à fadiga quando comparada com o material base eletrodepositado com o cromo duro, enquanto que o material base com revestimento de carbeto de tungstênio sem jateamento exibiu a mesma tendência de resistência à fadiga do eletrodepositado de cromo duro.

Todos os revestimentos de carbeto de tungstênio por jato térmico e de cromo duro por eletrodeposição exibiram uma queda significativa na resistência à fadiga em comparação ao material base, sendo que para o material base com eletrodeposição de cromo duro, esta queda na resistência à fadiga é bem mais acentuada.

No ensaio de resistência à abrasão o material base com revestimento de carbeto de tungstênio apresentou um melhor desempenho após 6.000 ciclos e uma tendência de curva melhor, quando comparado ao material base com eletrodeposição de cromo duro.

unesp

Na análise de falhas o aço ABNT 4340 revestido com carbeto de tungstênio apresentou nucleação de trincas apenas na interface da camada do revestimento, enquanto que o aço ABNT 4340 eletrodepositado com cromo duro apresentou nucleações de trincas na superfície, interna e na interface da camada do revestimento e isto é típico de tensões residuais de tração no revestimento, ocasionando substancial diminuição na resistência à fadiga.

O exame metalográfico mostrou que a homogeneidade interna da camada de todos os revestimentos foram excelentes, e que a espessura da camada do eletrodepositado de cromo estava de acordo com as condições de projeto, enquanto que a espessura da camada de revestimento de carbeto de tungstênio mostrou-se bastante irregular e um valor médio menor do que o especificado em projeto. Também pode ser observado que todos os revestimentos não afetaram a microestrutura típica do aço ABNT 4340 e que as inclusões devido ao jateamento para a preparação da superfície antes da aplicação do revestimento do carbeto de tungstênio por jato térmico são mínimas, não podendo ter influência substancial. Observou-se também que o nível de porosidade da interface da camada de todos os revestimentos praticamente não existe.

O ensaio de corrosão do material base com o carbeto de tungstênio não indicou boa resistência à corrosão em exposição à névoa de sal, possivelmente pela espessura fina e irregular da camada depositada bem como a granulação fina do pó utilizado, pois partículas maiores tem menos área de superfície e consequentemente reduz a oxidação e a presença de óxidos no revestimento.[41,46]

cm 1 2 3 4 5 6 7 unesp 11 12 13 14 15 16 17 18

6.2 Sugestões para Trabalhos Futuros.

A partir das conclusões deste trabalho de pesquisa sugere-se os seguintes trabalhos futuros:

- Estudar o efeito de uma espessura de camada maior do revestimento de carbeto de tungstênio nas resistências à fadiga à corrosão e à abrasão.

- Estudar o efeito da granulação mais grossa do pó de carbeto de tungstênio nas resistências à fadiga , à corrosão e à abrasão.

- Estudar o efeito de outros pós de carbetos de tungstênio com adição de outros elementos, como o cromo e níquel, nas resistências à fadiga, à corrosão e à abrasão.

- Estudar a influência de outros carbetos, como o carbeto de cromo, titânio, vanádio ,etc nas resistências à fadiga, à corrosão e à abrasão.

- Estudar influência de outros sistemas de jato térmico para revestimentos de carbetos nas resistências à fadiga, à corrosão e à abrasão.

- Estudar a influência das tensões residuais resultantes da mudança de parâmetros do processo de jato térmico no comportamento mecânico.



7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1 KOLOSIMO, P. *Sombras Sobre as Estrelas*. Trad. e notas de A. Valtorta. São Paulo: Melhoramentos, 1971, 336p.

2 EMME, E. M. *A History of Space Flight.* New York: Holt, Rinehart and Ninston, 1965, 224p.

3 STARKE JUNIOR, E. A., STALEY, J. T. Aplication of Modern Aluminum Alloys to Aircraft. *Progress Aerospace Sciencs*, v. 32, p. 131-72, 1996.

4 GODEFROID, L. B. *Propagação de Trincas por Fadiga sob Carregamento com Amplitude Constante e Variável em ligas de Alumínio para a Indústria Aeronáutica.* Rio de Janeiro, 1993. 242p. Tese (Doutorado) - COPPE, Universidade Federal do Rio de Janeiro.

5 VASCONCELOS, S. M. B. *Estudo da Influência dos Tratamentos Superficiais de Cromo Duro e Níquel Químico na Vida em Fadiga do Aço de Alta Resistência AISI 4340.* São José dos Campos, 1992. 56p. Trabalho Final de Graduação - Escola de Engenharia Industrial.

6 GUILLEMETTE, R. *Evaluation of Thermal Spray Coatings for Navy H - 60 Tail Landing Gear Piston.* United Technologies Sikorsky Aircraft: Praxair, Report MER-L1-319, 1993. 41p.

7 MILLER, K. J. Materials Science Perspective of Metal Fatigue Reistance. *Materials Science and Technology,* v. 9, June, p.452-62, 1993.

unesp

8 NEGRÃO, C. G. *Estudo do Comportamento Dinâmico de um Trem de Aterrissagem sob Cargas Verticais.* Guaratinguetá, 1995. 127p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista. 1995

9 VIEIRA, L. F. S. *Estudo sobre a Influência da Identificação Eletrolítica no Comportamento em Fadiga de um Aço de Alta Resistência Mecânica.* Guaratinguetá, 1992. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista.

10 PERES, M. P. *Estudo do Efeito do Tempo e da Temperatura de Desidrogenação na Resistência à Fadiga do Aço 4340 que sofreu Eletrodeposição de Cádimo.* Lorena , 1996. 156p. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Faculdade de Engenharia Química de Lorena.

11 ANTUNES, I. C. R. *Influência do Fator Intensidade de Tensão na Propagação de Trincas por Fadiga no Aço Carbono Manganês A516-70N - Soldado.* Guarratinguetá, 1997. 135p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista.

12 DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica.* 2.ed. Rio de Janeiro: Guanabara Koogan, 1981. 653p.

13 HASHIMOTO, T. M. *Efeito da Concentração de Tensões na Fadiga com Dano Acumulado em Flexão Rotativa em Liga Al-Mg-Si.* São José dos Campos, 1976. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Instituto Tecnológico da Aeronáutica.



14 MEYERS, M. A. , CHAWLA, K. K. *Princípios de Metalurgia Mecânnica*. São Paulo: Edgard Blücher, 1982.

15 HASHIMOTO, T. M. *Fadiga do Aço de Baixo Carbono com Microestrutura Bifásica*. Guratinguetá, 1989. Tese (Doutorado em Engenhariaa Mecânica – Projetos e Materiais) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista.

16 GUIMARÃES, V. A. *Estudo do Comporatmento em Fadiga de Aços Bifásicos Obtidos a partir de Diferentes Microestruturas Iniciais*. Guaratinguetá, 1993. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista.

17 CAMARGO, J. A. M. *Propagação de Trinca por Fadiga na Liga de Alumínio 7475-T761 Submetido a Carregamento de Amplitude Constante e Variável*. Guaratinguetá, 1995. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista.

18 CAU, J. F. *Avaliação da Efetividade da Deposição de Nitreto de Titânico sobre a Vida de Facas*. São José dos Campos, 1996. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Instituto Tecnológico da Aeronáutica.

19 EMPRESA BRASILEIRA DE AERONÁUTICA. *Engineering Standard for Tungsten Carbide - Cobalt Coating Detonation Process*. NEDE E 4045. São José dos Campos: 1996. 10p.

20 LEE, E. U. *Fatigue Crack Growth in Aermet 100 Steel*. Narminster, PA: Report by Air Vehicle and Grew Systems Technology Department (Code 6063). Naval Air Development Center, 1991.

cm 1 2 3 4 5 6 7 unesp 11 12 13 14 15 16 17 18

21 REED-HILL, R. E. *Princípios de Metalurgia Física*. 2.ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois., 1982. 776p.

22 PASTOUKHOV, V. A., VOORWALD, H. J. L. *Introdução à Mecânica da Integridade Estrutural*. São Paulo: Ed. UNESP, 1995. 192p.

23 VOORWALD, H. J. L. *Análise sobre a Influência de Algumas Variáveis no Comportamento em Fadiga por Flexão Rotativa em Aços ABNT 4140 e ABNT 4340*. São José dos Campos, 1983. 157p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Instituto Tecnológico da Aeronáutica.

24 VOORWALD, H. J. L. *Propagação de Trincas por Fadiga em Chapas Finas de Liga de Alumínio de Alta Resistência sob Carregamentos de Amplitude Variáveis*. Campinas, 1987. 198p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual de Campinas.

25 UHLIG, H. H. *Corrosion Handbook*. New York: John Wiley & Sons, 1966.

26 GRUNDIG, W. *Corrosão Metálica*, ABM - Associação Brasileira de Metais, 1971.

27 GENTIL, V. *Corrosão*. Rio de Janeiro: Ed. Almeida Neves, 1970.

28 SHREIR, L. L. *Corrosion*. 2.ed. New - Butterworths, 1976.

29 BOYER, H. E (Ed). *METALS HANDBOOK*: Failure Analysis and Prevention. 8.ed. Ohio: ASM, 1975. v.10.

30 GREEN FIELD, P. *Stress Corrosion Failure*. London: Mills & Boon, 1971.

cm 1 2 3 4 5 6 7 unesp 11 12 13 14 15 16 17 18

31 LYMAN, T. (Ed.). *METALS HANDBOOK*: Heat, Treating, Cleaning and Finishing. 8.ed. Ohio: ASM, 1964. v.2.

32 BAKHVALOV, T. *Corrosion and Protection of Metal*. Oxford: Pergamon Press, 1965.

33 BURNS, R. M., BRADLEY, W. W. *Protective Coatings for Metals*. 2.ed. New York: Reinhold Publishing, 1955.

34 SPELLER, F. N. *Corrosion*: Causes and Prevention. New York: McGraw-Hill, 1951.

35 SCHEY, J. A. *Tribology in Metalworking Friction, Lubrification and Wear*. Ohio: ASM, 1984, p. 3-9.

36 CUNHA, R. M., BEZERRA, R. A ., NOGUEIRA, R. E. F.Q., Projeto e Contrução de um Dispositivo para o Estudo do Desgaste Mecânico. In: Congresso de Engenharia Mecânica Norte - Nordeste, 4, 1996, Recife. *Anais*... Recife: Associação Brasileira de Ciências Mecânicas, 1996. v.1, p. 163-7.

37 ASM Handbook. *Mechanical Testing*. Ohio: ASM, 1985. v. 8.

38 ASM Handbook. *Friction , Lubrification, and Wear Technology*. 2.ed. Ohio: ASM, 1995. v. 18.

39 BRISCOE, B. J., ADAMS, M.J. *Tribology in Particulaty Technology*. Adam Hilger, 1987. p. 319-32.

40 SARKAR, A . D. *Friction and Wear*. London: Academic Press, 1980. p. 33-141.

cm 1 2 3 4 5 6 7 unesp 11 12 13 14 15 16 17 18

41 HOBART/TAFA TECHNOLOGIES. *High Pressure HVOF Coatings of Incomparable Quality*. Technical DATA. Concord, USA, 1995.

42 LYMAN, T. (Ed.). *METALS HANDBOOK*: Forging and Testing. 8.ed. Ohio: ASM, 1970. v. 5.

43 VOGGENREITER, H. et al. Influence of Particle Velocity and Molten Phase on the Chemical and Mechanical propertier of HVOF - Sprayed Structural Coatings of Alloy 3161. In: National Thermal Spray Conference, 8 ,1995, Houston. *Proceeddings*... Houston: 1995. p. 303-8.

44 THORPE, M. L. Try Thermal Spray for Specialty Metal and Carbide Coatings. *Chemical Engineering Progress*, Nov., p 54-57, 1991.

45 IRONS, G. Higher Velocity Thermal Spray Processes Produce Better Aircraft Engine Coatings. In: Annual Aerespace / Airline Plating & Metal Funishing Forum & Exposition, 28, 1992, San Diego. *Proceeddings*... San Diego: Society of Automotive Engineers, 1992.

46 KADYROV, E., KADYROV, V. Gas Detonation Gun for Thermal Spraying. *Advanced Material & Processes*, Aug., p. 21-4. 1995.

47 BAEITSAMETER, M. Surfacing Using the HVOF Process. *Welding & Metal Fabrication*, Feb., p. 66-9, 1994.

48 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING & MATERIALS., *Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. ASTM E 8, 1995.

cm 1 2 3 4 5 6 7 unesp 11 12 13 14 15 16 17 18

49 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING & MATERIALS. *Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*. ASTM E 23, 1995.

50 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING & MATERIALS. *Test Methods for Rockwell Hardness and Rockwell Superficial Hardness of Metallic Materials*. ASTM E 18, 1995.

51 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING & MATERIALS. *Methods of Salt Spray (Fog) Testing*. ASTM B 117, 1995.

52 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING & MATERIALS. *Test Methods for Adhesion or Cohesive Strength of Flame-Sprayed Coatings*. ASTM C 633, 1993.

53 FEDERAL TEST METHOD STANDARD. *Abrasion Resistance (Taber Abraser)*. FED STD-141C-80, 1986.

ANEXOS

Anexo A - Calibração da máquina de fadiga por flexão rotativa

DINATESTE INDÚSTRIA E COMÉRCIO LTDA.
ASSISTÊNCIA TÉCNICA DE MÁQUINAS DE ENSAIOS E MEDIDORES DE DUREZA

ORDEM DE SERVIÇO Nº: 212/97 INT EXT: XX

ORÇATO: 539/97 PEDIDO: NE 0233/0052 DATA INICIO:

CLIENTE: **UNESP - FACULDADE DE ENGENHARIA DE GUARATINGUETÁ**
ENDEREÇO: **AV. DR. ARIBERTO PEREIRA DA CUNHA . 333**
CIDADE: GUARATINGUETA ESTADO: SP
CONTACTO:
1-: **PROF. HERMAN JACOBUS CORNELIS** SETOR 1: DIRETOR
FONE 1: **012 525-2800** RAMAL 1: 139
2-: Renato SETOR 2: Laboratório de Ensaios.
FONE 2: RAMAL 2: 0

EQUIPO 1: MÁQ. ENSAIOS FLEXÃO ROT	EQUIPO 2:
MARCA 1: WPM	MARCA 2:
MODELO 1: UBM	MODELO 2:
TIPO 1: COM 4 POSTO	TIPO 2:
Nº 1:	Nº 2:
Nº PAT 1:	Nº PAT 2:
CAP MAX 1: Cl: 0 Escalas	CAP MAX 2: Cl: 0 Escalas
ESCALAS 1:	ESCALAS 2:

CERTIF 1 Nº: 225c/97 **CERTIF 2 Nº: 0 c/97**

DESCRIÇÃO DOS SERVIÇOS
- Calibração das forças " 5 pontos em" cada faixa - 5 à 250 N 250 à 720 N e 450 à 900 N
- As forças serão calibradas nos 4 postos
- Emissão de certificado

OBSERVAÇÕES (DNTT):

TECNICO(Nome legível): ALCIDES ZANETTI DATA/ASSIN: 16/5/97

OBSERVAÇÕES (Cliente):

RECEBI O SERVIÇO ACIMA DESCRITO EM: 27/06/97

CLIENTE (Nome legível): ASSINATURA

APROV EM: 16 mai 97 P M ENTREG: 27 jun 97
1a.via=Arq cln. - 2a.via=Ped. - 3a.via=cliente

Anexo B - Comparações de vários HVOF e plasma spray.

TAFA®

Worldwide Leaders in Thermal Spray Technologies
146 Pembroke Road Concord, NH 03301 TEL: 603/224-9585 FAX: 603/225-4342

1.3.2.5.3

Technical Data

File: 1.3.2.5.3
Original Issue: J11202
Supersedes: I11014

Independent Study Confirms Superiority of JP-5000

An independent study by a national committee in the Netherlands (NIL) which compares various HVOF and plasma spray torches was recently completed. This data confirms that the JP-5000 coating (tungsten carbide/cobalt) is significantly better than all other spray devices in every category measured.

Comparison of Tungsten Carbide - 12% Cobalt Coatings
NIL Thermal Spray Project

Spray Process	Microhardness DPH_{300g}	Porosity	Adhesive* Strength	Wear Rate** mm^3/min
JP-5000 HP/HVOF	1495	0.3%	4170	0.08
Detonation Gun	1110	0.9%	3890	0.23
TopGun HVOF	1180	2.3%	3810	0.10
Diamond Jet HVOF	755	8.1%	3940	0.27
JetKote HVOF	990	12.1%	3730	0.27
Plasma in Air	1120	12.5%	2800	0.22
Chamber Plasma	1220	9.4%	1170	>2.00
Hard Chrome Plate (For Comparison)				0.40

* Measured by deforming a ring specimen, with coating on the OD, by tensile loading at two opposite points on the ID. The reported bond strength was the tensile load in Newtons (N) at which coating debond occurred (average of 3 tests).

** Evaluated by a rubber wheel abrasive test similar to ASTM G65 with a 50 N load and 350μ aluminum oxide grit as the abrasive. Wear rate was determined for a 5 min test.

Copyright © 1993, TAFA Incorporated, Concord, N.H. - USA. All rights reserved

Anexo C - Parâmetros do pó TAFA 1341P (fino).

1.9.2.2CH-1341P

Worldwide Leaders in Thermal Spray Technologies
146 Pembroke Road Concord, NH 03301 TEL: 603/224-9585 FAX: 603/225-4342

Technical Data

File: 1.9.2.2CH-1341P
Issue: K10313
Supersedes: J11010

COATING PROPERTIES
TAFA 1341P TUNGSTEN CARBIDE - 12% COBALT (FINE)

Spray Conditions:

Excellent coatings of TAFA 1341P can be obtained at spray rates of 2 to over 10 lb/hr with the JP-5000. For typical starting conditions see bulletin 1.9.2.2SH-1341P.

	Spray Rate
	10 lb/hr (4.5 kg/hr)
Coverage	60 ft²/hr/0.001" (0.1 m²/hr/mm)
Powder Required	0.14 lb/ft² x 0.001" (29 kg/m² x mm)

Finishing Procedures:

Use good quality, precision grinding equipment with coolant.

Typical setup:

Diamond Wheel	150 grit	Rough
Diamond Wheel	400 grit	Finish
Wheel Speed:	5500 sfpm	
Infeed:	0.0005" per pass	
Feedrate:	400 sfpm (cylindrical)	

Copyright © 1994, TAFA Incorporated, Concord, N.H. - USA. All rights reserved

TAFA®

Worldwide Leaders in Thermal Spray Technologies
146 Pembroke Road Concord, NH 03301 TEL: 603/224-9585 FAX: 603/225-4342

1.9.2.2SH-1341P

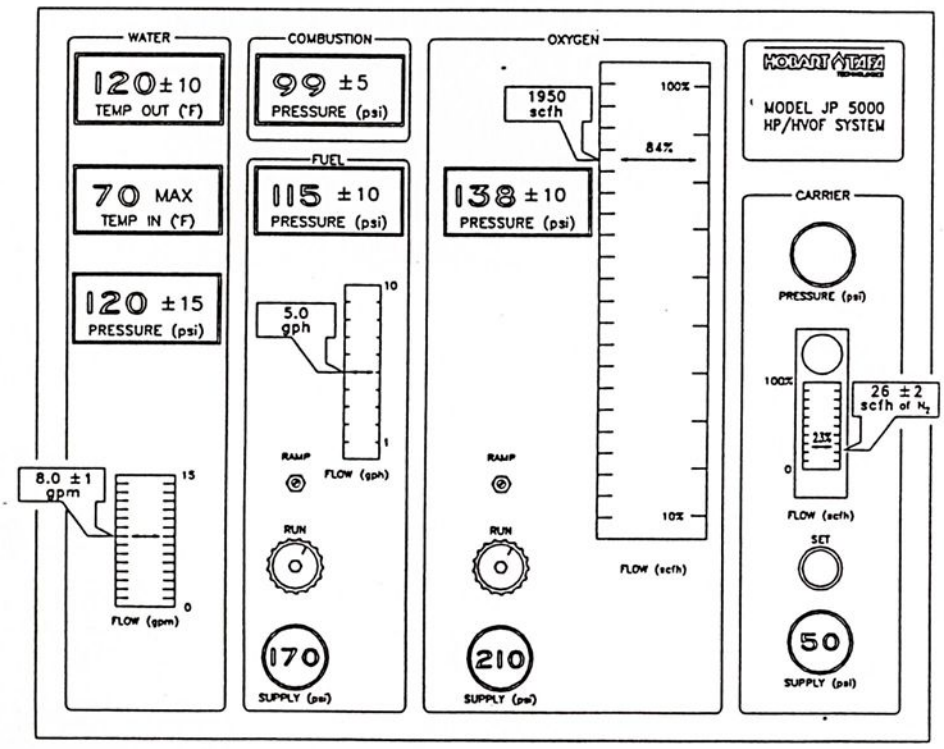
Technical Data

File: 1.9.2.2SH-1341P
Issue: J11017
Original Issue

SPRAY PARAMETERS
Tungsten Carbide - 12% Cobolt (fine)

Although spray parameters vary, the following settings are recommended as good starting points for this coating. Some modification of the parameters may further enhance the coating quality.

Spray System:	JP-5000 HP/HVOF	Spray Rate:	13 lb/hr (73 g/min)
Gun Barrel:	8" Length	Feeder Speed:	220 rpm (4 Pitch Screw)
Fuel:	Kerosene No. 1K		270 rpm (6 Pitch Screw)
Spray Distance:	14" (355 mm)	Coating Thickness:	0.050" Maximum

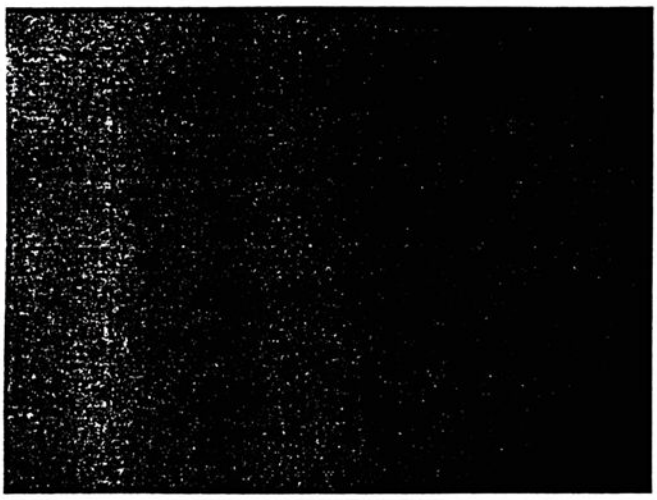


Notes:

1. **Fuel Flow** - Users of older control consoles with a 0 to 100% tube in the fuel flowmeter should consult TAFA for the correct settings.
2. **Oxygen Flow** - The above flow setting (%) is based on 210 psi supply pressure. For different supply pressures, use the Pressure Correction Chart in the Operation Section of the Manual to determine the correct % flow for scfh specified above.
3. **Carrier Flow** - The needle valve above the carrier flowmeter should be left wide open and the flow should be adjusted with the needle valve on the powder feeder. With this arrangement, the pressure gauge above the console flowmeter should read 50±2 psi.

Coatings:

Thickness (maximum)		Over 0.050" (2mm)
Finish	As Sprayed	< 100 μ-in AA
	Ground	Less than 10 μ-in AA
Bond Strength		10,000 psi (Epoxy failure at 0.015" thickness)
Hardness -	Superficial	92.5 R_{15N}
	Macro	66 R_C
	Micro	1300 DPH_{300}
Microstructure -	Porosity	Less than 1%
	Oxides	Less than 3%



TAFA 1341P WC - 12 Co Coating **Magnification: 200 X**
Sprayed at 10 lb/hr **Etchant: None (As Polished)**

The coating data provided herein was generated by skilled operators using equipment in good working condition. The information is believed to be accurate and reliable; however, thermal spray results may vary. TAFA is committed to a continuing program of product improvement. Product specifications are subject to change without notice. TAFA warrants that the equipment and powder is furnished free of defects in material and workmanship. No other warranty is expressed or implied.

Hazards:

Observe normal spraying practices. Respiratory and hearing protection is advised. For general guidelines see AWS Publication C2.1-73, and AWS TSS-85. Thermal spraying is a safe process when performed in accordance with proper safety measures.

For further information on HVOF coatings, equipment and supplies, as well as other thermal spray processes and custom automated systems, contact:

TAFA Incorporated
146 Pembroke Road, Concord, NH 03301
Phone (603) 224-9585
Fax (603) 225-4342

SOUZA, R.C. Estudo do comportamento em fadiga do aço ABNT 4340 revestido com carbeto de tungstênio pelo sistema HVOF/HP. Guaratinguetá, 1998, 153p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Pauslita "Júlio de Mesquita Filho".

RESUMO

Este trabalho avalia um revestimento de carbeto de tungstênio por jato térmico, através do sistema HVOF/HP, em substituição à eletrodeposição de cromo duro para resolução potencial da condição de corrosão. O pó de carbeto de tungstênio utilizado foi o da TAFA 1341P com 12% de cobalto e o equipamento utilizado para o revestimento através do sistema HVOF/HP foi o JP-5000 da Hobart/TAFA Technologies. O objetivo principal deste trabalho de pesquisa é o estudo da influência do revestimento por jato térmico, através do sistema HVOF/HP, do carbeto de tungstênio no aço ABNT 4340 na resistência à fadiga comparativamente com o metal base e o aço ABNT 4340 eletrodepositado com o cromo, levantando as curvas σ x N, em flexão rotativa e tração-tração. Foram realizados ensaios básicos de tração, impacto e dureza para caracterizar as propriedades mecânicas do material. Os ensaios de corrosão foram feitos com um selante de porosidade e o de resistência à abrasão foram testados em um "taber abraser" sendo o exame conduzido em termos de número de ciclos por quantidade de massa do material retirado em miligramas. A análise de falhas foi conduzida por morfologia da superfície de fratura geral e localização das origens da fadiga com um microscópio eletrônico de varredura. No exame metalográfico foram analisados os aspectos da homogeneidade da interface, espessura da camada, microestrutura típica, nível de porosidade e inclusões do jateamento. Os resultados obtidos nos permitiram concluir que o revestimento de carbeto de tungstênio é

melhor que o cromo duro eletrodepositado na resistência à fadiga, mas os parâmetros utilizados não foram o suficiente para evitar a queda da resistência à fadiga em relação ao material base.

Palavras-chave: Fadiga; aços revestidos; carbeto de tungstênio; sistema HVOF/HP, ABNT 4340.

SOUZA, R.C. Study of fatigue behaviour in ABNT 4340 steel with tungsten carbide layer by HVOF/HP system. Guaratinguetá, 1998, 153p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Pauslita "Júlio de Mesquita Filho".

ABSTRACT

The objective of this research is to evaluate the deposition of tungsten carbide by thermal spray through the HVOF/HP system in substitution of the cromium electrodeposition in corrosion problems. The tungsten carbide used was TAFA 1341P with 12% cobalt and the equipament was the JP-5000 from Hobart/TAFA Technologies. The main objective of the project is to study the influence of the tungsten carbide layer (HVOF/HP) in comparison to the cromium electrodeposition on the fatigue strength of the ABNT 4340 steel. Fatigue curves were obtained in rotative bending and tension-tension for the base material and in both conditions. The ABNT 4340 steel was studied in the mechanical condition used in landing gear components. Corrosion tests were performed with porosity sealing and abrasive wear resistance was also evaluated in "taber abraser" through the number of cycles and mass in miligrams. Fracture analyses using scanning microscopy was also conducted to identify fatigue crack nucleation and optical microscopy was used to analyse interface homogenity, thickness, typical microstructure, porosity and inclusions. The results obtained indicate that the tungsten carbide layer is better than cromium electrodepositionregarding fatigue strength, but the parameters used resulted in lower fatigue resistance in comparation to base material.

Keywords: Fatigue, deposited steel, tungsten carbide, HVOF/HP system, SAE 4340.

cm 1 2 3 4 5 6 7 unesp 11 12 13 14 15 16 17 18

Autorizo a reprodução deste trabalho.

Guaratinguetá, 22 de abril de 1998

RENATO CHAVES SOUZA